



Universidade de Aveiro
2012

Departamento de Engenharia de
Materiais e Cerâmica

TIAGO FILIPE
VIEIRA SILVA

**Fadiga térmica em lingoteiras para vazamento de
alumínio.**



**TIAGO FILIPE
VIEIRA SILVA**

**Fadiga térmica em lingoteiras para vazamento de
alumínio.**

Dissertação apresentada à Universidade de Aveiro para cumprimento dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestre em Engenharia de Materiais, realizada sob a orientação científica do Dr. Rui Silva e do Dr. Augusto Lopes, Professores do Departamento de Engenharia de Materiais e Cerâmica da Universidade de Aveiro.

Dedico este trabalho à minha família, namorada e amigos, pela inspiração, incentivo e apoio incondicional revelado durante a realização desta dissertação.

O júri

presidente

Prof. Dr. Fernando Manuel Bico Marques

Professor Catedrático da Universidade de Aveiro

Prof. Dr. Manuel Fernando Gonçalves Vieira

Professor Associado da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

Prof. Dr. Rui Ramos Ferreira e Silva

Professor Associado da Universidade de Aveiro

Prof. Dr. Augusto Luís Barros Lopes

Professor Auxiliar da Universidade de Aveiro

.

Agradecimentos

O horizonte temporal de construção desta dissertação permitiu a intervenção enriquecedora e inesquecível de diversas personalidades. Um especial agradecimento ao Professor Doutor Augusto Luís Barros Lopes e, ao Professor Doutor Rui Silva.

Um particular agradecimento pela sua disponibilidade à Engenheira Odete Santos da Duritcast e ao Engenheiro Sacramento da Duritsteel.

Não poderia deixar também de agradecer a todas as pessoas que foram fundamentais para colmatar as dificuldades de realização deste trabalho. De tantos que participaram nesta investigação, um especial agradecimento ao meu amigo Engenheiro João Moura, à Engenheira Ana e à Engenheira Célia, ao Doutor Filipe Oliveira, ao Sr. Jacinto e ao Sr. Octávio do Departamento de Engenharia de Materiais e Cerâmica da Universidade de Aveiro e à Doutora Gabriela Vincze do Departamento de Mecânica da Universidade de Aveiro.

Pela permissão de acesso aos equipamentos de microscopia eletrónica, fica o agradecimento à RNME – Polo de Aveiro (projeto FCTRED/1509/RME/2005).

A todos que também colaboraram de uma ou outra forma, o meu muito obrigado.

Palavras-chave

Lingoteiras para vazamento de alumínio, fadiga térmica, aço 1,25Cr-0,5Mn (WC6).

Resumo

Este trabalho foi dedicado ao estudo do efeito da fadiga térmica nas lingoteiras em aço produzidas pela empresa Duritcast, para vazamento de alumínio. Para tal, foram realizados ensaios de imersão cíclica de amostras de fragmentos de lingoteiras em alumínio líquido num forno adaptado com o propósito de simular a fadiga térmica. As amostras antes e após os ciclos térmicos foram caracterizadas por ensaios de tração uniaxial, de dureza e observações microestruturais por microscopia ótica e eletrônica. Paralelamente foram efetuados cálculos pelo método dos elementos finitos com o objetivo de determinar a intensidade e distribuição das tensões térmicas desenvolvidas nas lingoteiras e nas amostras durante os ciclos térmicos.

Foi possível simular os gradientes térmicos e tensões térmicas desenvolvidas nas lingoteiras e nas amostras utilizadas nos ensaios de fadiga térmica, utilizando o método dos elementos finitos. Os resultados obtidos permitiram prever o desenvolvimento de tensões térmicas superiores ao valor limite de elasticidade do aço WC6, e consequente deformação plástica do material.

Os ciclos térmicos provocaram um aumento de tensão limite de elasticidade, tensão de rotura e dureza e uma diminuição de deformação uniforme do aço WC6. A análise microestrutural realizada permitiu concluir que o principal mecanismo responsável por estas alterações foi o encruamento resultante da deformação plástica do material devido às tensões térmicas geradas durante os ciclos térmicos. Com base nestes resultados foram sugeridas medidas susceptíveis de aumentar o tempo de vida em serviço das lingoteiras.

Keywords

Steel molds for aluminum casting, thermal fatigue, 1.25Cr-0.5Mn (WC6) steel.

Abstract

This work was devoted to study the effect of thermal fatigue in steel molds produced by the company Duritcast for aluminum casting. For this purpose, cyclic immersing tests in liquid aluminum were accomplished in an adapted furnace aiming the simulation of the thermal fatigue on samples cut from mold fragments. The samples were characterized by uniaxial tensile tests, hardness tests and microstructural observations by optical and electron microscopy before and after thermal cycles.

At the same time, simulations by finite element method were performed with the aim of calculating intensity and distribution of thermal stresses developed in the ingot molds during the thermal cycles. It was possible to simulate the thermal gradients and thermal stresses developed in the mold and in the samples used in thermal fatigue tests by finite element method simulation. The results allowed to predict the development of thermal stresses higher than the yield stress of the steel WC6 and, consequent, by plastic deformation of the pieces.

The thermal cycles promoted an increase of yield strength, tensile strength and hardness and a decrease of uniform deformation of the WC6 steel samples. The microstructural analysis allowed to conclude that the main mechanism for these changes was the strain hardening resulting from plastic deformation due to the thermal stresses developed during the thermal cycle. Based on these results some measures to increase the service lifetime of the ingot molds were suggested.

Índice

| | |
|--|----|
| I. Introdução | 1 |
| II. Revisão bibliográfica | 3 |
| 1. Processos de transferência de calor | 3 |
| 1.1. Transferência de calor por condução | 3 |
| 1.2. Transferência de calor por convecção | 4 |
| 1.3. Transferência de calor por radiação | 6 |
| 2. Processo de solidificação | 6 |
| 2.1. Nucleação homogênea | 7 |
| 2.2. Nucleação heterogênea | 7 |
| 2.3. Crescimento de cristais num metal líquido e formação de grãos | 7 |
| 2.4. Solidificação no interior da moldação | 8 |
| 2.5. Solidificação do alumínio e suas ligas | 10 |
| 3. Lingotamento de Alumínio | 11 |
| 4. Classificação dos aços | 11 |
| 4.1. Aços de Crômio-Molibdênio (Cr-Mo) | 12 |
| 4.2. Precipitação nos aços Cr-Mo | 14 |
| 4.3. Evolução dos precipitados nos Aços Cr-Mo | 15 |
| 4.4. O aço 1,25Cr – 0,5Mo | 16 |
| 5. Tratamentos térmicos | 17 |
| 5.1. Recozimento | 17 |
| 5.2. Normalização | 18 |
| 5.3. Recozimentos subcríticos | 18 |
| 5.4. Revenido | 19 |
| 6. Fadiga em materiais | 20 |
| 6.1. Mecanismos de deformação plástica | 20 |
| 6.2. Mecânica da fratura | 20 |
| 6.3. Tensões resultantes de gradientes térmicos | 21 |
| 6.3.1 Coeficiente de expansão térmica | 23 |
| 6.3.2 Módulo de Elasticidade | 23 |
| 6.3.3 Difusividade térmica | 24 |
| 6.3.4 Choque térmico | 24 |
| 6.4. Falha por fadiga | 25 |
| 6.4.1 Principais fatores que afetam a resistência à fadiga de um metal | 26 |
| 6.4.2 Teste de fadiga térmica | 29 |
| 7. Método dos elementos finitos | 30 |

| | |
|---|----|
| III.Procedimento experimental | 34 |
| 1. Material inicial e tratamentos térmicos..... | 34 |
| 2. Ensaio de fadiga térmica | 35 |
| 3. Caracterização do material | 39 |
| 3.1 Caracterização microestrutural | 39 |
| 3.2 Caracterização mecânica | 40 |
| 3.2.1 Ensaio de dureza | 40 |
| 3.2.2 Ensaio de tracção uniaxial..... | 41 |
| 4. Simulação pelo método dos Elementos Finitos | 43 |
| 4.1. Modelação..... | 43 |
| 4.2. Discretização do modelo..... | 43 |
| 4.2. Condições fronteira..... | 44 |
| 4.3 Propriedades do material | 45 |
| 4.4. Simulação | 46 |
| 4.5. Análise | 46 |
| IV.Resultados e Discussão..... | 47 |
| 1. Material inicial..... | 47 |
| 1.1. Aço bruto de vazamento | 47 |
| 1.2. Material após tratamento térmico T0..... | 47 |
| 1.3. Material após tratamento térmico T1..... | 49 |
| 1. Efeito dos ciclos térmicos | 51 |
| 2.1. Simulação pelo método dos elementos finitos..... | 51 |
| 2.1.1.Lingoteira | 51 |
| 2.1.1.1. Comportamento na etapa de aquecimento | 52 |
| 2.1.1.2. Comportamento na etapa de arrefecimento | 57 |
| 2.1.2 Amostra de ensaio de fadiga térmica..... | 62 |
| 2.1.2.1. Comportamento na etapa de aquecimento | 62 |
| 2.1.2.2. Comportamento no arrefecimento | 65 |
| 2.2. Comportamento mecânico e análise microestrutural..... | 68 |
| 2.3. Sugestões para prolongar o tempo de vida em serviço das lingoteiras..... | 77 |
| V. Conclusão..... | 78 |
| VI.Sugestões para trabalhos futuros | 79 |
| Bibliografia..... | 80 |
| Anexo | 81 |

Índice de Figuras

| | |
|--|----|
| Figura 1- Imagens do processo de lingotamento de alumínio [1]. | 1 |
| Figura 2 - Esquema do processo de solidificação homogênea com formação de grãos [3]. | 8 |
| Figura 3 - Representação esquemática do processo de solidificação no interior de uma moldação [4]. | 8 |
| Figura 4 - Processo de solidificação no interior de uma moldação [4]. | 9 |
| Figura 5 – Representação esquemática das etapas de contração durante a solidificação: a) vazamento inicial, b) contração líquida, c) contração de solidificação e d) contração sólida [4]. | 10 |
| Figura 6 - Variação da resistência com o tempo à temperatura de 550 °C para um aço Cr-Mo [8]. | 14 |
| Figura 7 - Principais carbonetos precipitados durante o revenido de um aço 2,25Cr-1Mo, em função do tempo e da temperatura de revenido [8]. | 16 |
| Figura 8 - Diagrama de transformação em arrefecimento contínuo (CCT) do aço WC6. M representa o campo da transformação martensítica, B o campo da transformação bainítica, F o campo da transformação ferrítica e P o campo da transformação perlítica [11]. | 19 |
| Figura 9 - Distribuição da tensão numa amostra plana com uma fissura na superfície e sujeita a uma tensão de tração [13]. | 21 |
| Figura 10 - Desenvolvimento de tensões numa barra por acção da variação da temperatura (ΔT). a) A barra é livre de expandir ou contrair; b) a barra é fixa em ambas as extremidades, sendo impedida de expandir ou contrair [12]. | 22 |
| Figura 11 - Superfície típica de fratura por fadiga [3]. | 25 |
| Figura 12 – Caracterização da resistência à fadiga através de curvas S-N. σ_e - limite de fadiga de um material [13]. | 26 |
| Figura 13 - Influência da atmosfera ambiente na resistência à fadiga do aço 2 ¼ Cr-1Mo [16]. | 28 |
| Figura 14 - Diagrama de fases de ferro - alumínio [16]. | 29 |
| Figura 15 – Número de ciclos até ao aparecimento de fissuras de várias ligas de níquel e cobalto sujeitas a ensaios de fadiga térmica através da imersão alternada em banhos com temperatura de 316°C e 1088°C com tempos de imersão de 3 minutos [15]. | 30 |
| Figura 16 - Representação esquemática do processo de discretização espacial de um domínio por elementos finitos [17]. | 31 |
| Figura 17 - Algumas formas geométricas possíveis para elementos finitos. Elementos finitos a) unidimensionais, b) bidimensionais e c) tridimensionais [17]. | 31 |
| Figura 18 – Sequência das principais etapas envolvidas na simulação pelo método dos elementos finitos. | 33 |

| | |
|--|----|
| Figura 19 - Dimensões externas da lingoteira e das amostras utilizadas nos ensaios de fadiga térmica. Na figura também é indicado o local da lingoteira que foi utilizado para produzir a amostra. | 35 |
| Figura 20 - Equipamento utilizado nos ensaios de fadiga térmica. | 36 |
| Figura 21- Equipamento para ensaios de fadiga térmica de provetes cilíndricos antes das adaptações realizadas para este trabalho. | 37 |
| Figura 22 –Amostra utilizada nos ensaios de fadiga térmica após selagem por soldadura com chapa de aço e tubos para arrefecimento com água. A seta azul representa a entrada da água de arrefecimento e a seta vermelha representa a saída. | 37 |
| Figura 23 - Ensaio de fadiga térmica. a) A caixa contacta com o alumínio. b) A amostra é elevada e refrigerada com água. | 38 |
| Figura 24 - Sequência de operações envolvidas nos ensaios de fadiga térmica. | 38 |
| Figura 25 - Microscópio ótico Janaphot 2000 utilizado na caracterização microestrutural. | 39 |
| Figura 26 - Equipamentos utilizado no polimento das amostras. | 40 |
| Figura 27 - Equipamento para medição de durezas Zwick/Roell ZHV. | 41 |
| Figura 28 - Obtenção dos provetes utilizados nos ensaios de tração uniaxial. A face vermelha representa a face da amostra utilizada nos ensaios de fadiga térmica que contactou com alumínio fundido e a face azul representa a face que contactou com a água de arrefecimento. | 42 |
| Figura 29 - Dimensões dos provetes utilizados nos ensaios de tracção uniaxial. | 42 |
| Figura 30 - Representação dos modelos 3D da a) lingoteira e b) das amostras utilizadas nos ensaios de fadiga térmica. | 43 |
| Figura 31 – Modelos 3D após discretização da a) lingoteira e b) das amostras utilizadas nos ensaios de fadiga térmica. | 43 |
| Figura 32 - Restrições impostas à lingoteira nos cálculos pelo MEF. | 44 |
| Figura 33 - a) Representação das faces da lingoteira envolvidas na transferência de calor por convecção a) faces internas e b) faces externas. | 45 |
| Figura 34 - Imagem obtida por MO da microestrutura do aço bruto de vazamento. | 47 |
| Figura 35 - Curva tensão nominal - deformação nominal apresentada pelo aço WC6 após tratamento térmico T0. | 48 |
| Figura 36 - Imagem obtida por MO da microestrutura do material após tratamento térmico T0. | 48 |
| Figura 37 - Curva tensão nominal - extensão nominal do aço WC6 após tratamento T1. Para efeitos comparativos a curva após tratamento térmico T0 é também apresentada. | 50 |
| Figura 38 - Perfil de durezas ao longo da secção da amostra após tratamento térmico T1. | 50 |
| Figura 39 - Imagens obtidas por MO da microestrutura do material em diferentes pontos da secção da amostra após tratamento térmico T1. a) e c) Faces externas; b) interior da amostra. | 50 |

| | |
|---|----|
| Figura 40 - Imagem obtida por MO da microestrutura do material após tratamento térmico T1. | 51 |
| Figura 41 - Modelo 3D da lingoteira. Face interna a vermelho e face externa a azul.. | 51 |
| Figura 42 - Evolução da temperatura da face interna da lingoteira com o tempo de aquecimento, prevista pelo MEF. | 53 |
| Figura 43 - Evolução da temperatura da face externa da lingoteira com o tempo de aquecimento, prevista pelo MEF. | 53 |
| Figura 44 - Evolução do valor médio da tensão térmica com o tempo de aquecimento, previsto pelo MEF para a face interna da lingoteira. As tensões compressivas e trativas são representadas por valores negativos e positivos, respetivamente. | 54 |
| Figura 45 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a face interna da lingoteira após 2 s de aquecimento. As setas identificam alguns locais da lingoteira que desenvolvem tensões de maior amplitude. | 54 |
| Figura 46 - Evolução do valor médio da tensão térmica com o tempo de aquecimento, previsto pelo MEF para a face externa da lingoteira. Tensões compressivas e trativas são representadas por valores negativos e positivos, respetivamente. | 55 |
| Figura 47 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a face externa da lingoteira após 6 s de aquecimento. | 55 |
| Figura 48 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a secção da lingoteira após 2 s de aquecimento. | 56 |
| Figura 49 - Valores de tensão, para um dado valor de deformação (ϵ') se o comportamento mecânico do material incluir (σ') ou não (σ'') o regime de deformação plástico. | 56 |
| Figura 50 - Evolução da temperatura da face interna da lingoteira com o tempo de arrefecimento, prevista pelo MEF. | 58 |
| Figura 51 - Evolução da temperatura da face externa da lingoteira com o tempo de arrefecimento, prevista pelo MEF. | 58 |
| Figura 52 - Evolução do valor médio da tensão térmica com o tempo de arrefecimento, previsto pelo MEF para a face interna da lingoteira. As tensões compressivas e trativas são representadas por valores negativos e positivos, respetivamente. | 59 |
| Figura 53 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a face interna da lingoteira após 8 s de arrefecimento. | 59 |
| Figura 54 - Evolução do valor médio da tensão térmica com o tempo de arrefecimento, previsto pelo MEF para a face externa da lingoteira. Tensões compressivas e trativas são representadas por valores negativos e positivos, respetivamente. | 60 |
| Figura 55 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a face externa da lingoteira após 7 s de arrefecimento. | 60 |
| Figura 56 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo método dos elementos finitos para uma chapa após 5 s de aquecimento. | 61 |
| Figura 57 – Evolução do valor médio de tensão com o tempo de arrefecimento previsto pelo MEF em ambas as faces de uma chapa. | 61 |
| Figura 58 - Modelo 3D das amostras utilizadas nos ensaios de fadiga térmica. Face externa a vermelho e face interna a azul. | 62 |

| | |
|---|----|
| Figura 59 - Evolução da temperatura da face externa da amostra com o tempo de aquecimento, prevista pelo MEF. | 63 |
| Figura 60 - Evolução da temperatura da face interna da amostra com o tempo de aquecimento, prevista pelo MEF. | 63 |
| Figura 61 - Evolução do valor médio da tensão térmica com o tempo de aquecimento, previsto pelo MEF para a face externa da caixa. As tensões compressivas e trativas são representadas por valores negativos e positivos, respetivamente. | 64 |
| Figura 62 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a face externa da caixa após 0,5 s de aquecimento. | 64 |
| Figura 63 - Evolução do valor médio da tensão térmica com o tempo de aquecimento, previsto pelo MEF para a face interna da caixa. As tensões compressivas e trativas são representadas por valores negativos e positivos, respetivamente. | 65 |
| Figura 64 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a face interna da caixa após 20 s de aquecimento. | 65 |
| Figura 65 - Evolução da temperatura da face externa da amostra com o tempo de arrefecimento, prevista pelo MEF. | 66 |
| Figura 66 - Evolução da temperatura da face interna da amostra com o tempo de arrefecimento, prevista pelo MEF. | 66 |
| Figura 67 - Evolução do valor médio da tensão térmica com o tempo de arrefecimento, previsto pelo MEF para a face externa da caixa. As tensões compressivas e trativas são representadas por valores negativos e positivos, respetivamente. | 67 |
| Figura 68 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a face externa da caixa após 4 s de arrefecimento. | 67 |
| Figura 69 - Evolução do valor médio da tensão térmica com o tempo de arrefecimento, previsto pelo MEF para a face interna da caixa. As tensões compressivas e trativas são representadas por valores negativos e positivos, respetivamente. | 68 |
| Figura 70 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a face interna da caixa após 0,5 s de arrefecimento. | 68 |
| Figura 71 - Curva tensão nominal - extensão nominal do aço após tratamento térmico T1 e 2000 e 5000 ciclos térmicos. Para efeitos comparativos é apresentada a curva após tratamento térmico T1. Na figura também é identificado as faces (alumínio e água) correspondentes aos ensaios. | 69 |
| Figura 72 - Perfil de durezas ao longo da secção da amostra de aço com tratamento térmico T1 após 2000 ciclos de fadiga térmica. | 71 |
| Figura 73 - Perfil de durezas ao longo da secção da amostra de aço com tratamento térmico T1 após 2000 ciclos de fadiga térmica. | 71 |
| Figura 74 - Imagem obtida por MO da microestrutura do aço tratado com T1 após 2000 ensaios de fadiga térmica. | 73 |
| Figura 75 - Imagem obtida por MO da microestrutura do aço tratado com T1 após 5000 ensaios de fadiga térmica. | 73 |
| Figura 76 - Imagem obtida por SEM da microestrutura do material após tratamento T1. | 74 |

| | |
|--|----|
| Figura 77 - Imagem obtida por SEM da microestrutura do aço tratado com T1 após 5000 ensaios de fadiga térmica..... | 74 |
| Figura 78 - Imagem obtida por SEM da microestrutura do aço tratado com T1 após 24h de revenido a 660 °C..... | 75 |
| Figura 79 - Imagem obtida por TEM da microestrutura do aço tratado com T1 após 24h de revenido a 660 °C..... | 75 |
| Figura 80 - Imagem obtida por TEM da microestrutura do material após tratamento T1. | 76 |
| Figura 81 - Imagem obtida por TEM da microestrutura do aço tratado com T1 após 5000 ensaios de fadiga térmica..... | 76 |

Índice de tabelas

| | |
|---|----|
| Tabela 1 - Valores do coeficiente de transferência de calor (h) para vários tipos de convecção [2]..... | 6 |
| Tabela 2 - Composição das diferentes séries de ligas de alumínio [3]..... | 10 |
| Tabela 3 - Teores limite para classificação dos aços como não ligados, conforme a euronorma EN 10020, de 1989..... | 12 |
| Tabela 4 - Aços Cr-Mo e respectivas temperaturas máximas de serviço [8]..... | 13 |
| Tabela 5- Propriedades mecânicas típicas do aço WC6 [9]. | 16 |
| Tabela 6- Composição química típica do aço WC6 [9]..... | 17 |
| Tabela 7 - Condições do tratamento térmico utilizados. T0 – tratamento térmico realizado pela empresa Duritcast nas lingoteiras; T1 – tratamento térmico utilizado nas amostras preparadas para ensaios de fadiga térmica. | 35 |
| Tabela 8 – Duração de cada etapa dos ensaios de fadiga térmica. | 39 |
| Tabela 9 - Propriedades mecânicas presentes na base de dados do programa de simulação para um aço de vazamento genérico (valores obtidos de tabelas internas do programa Solidwoks)..... | 45 |
| Tabela 10 - Efeito do número de ciclos e do tratamento térmico nas propriedades mecânicas do material. Valores nominais de tensão e deformação..... | 70 |

Índice de Siglas e Abreviaturas

Q - Calor

\dot{Q} – Calor transferido por unidade de tempo

A – Área

L – Espessura

K_T – Condutividade térmica

h – coeficiente de transferência de calor por convecção

ΔT – Diferença de temperatura

cp - Calor específico

dT/dx - Gradiente de temperaturas

ε - Emissividade da superfície

M₂C, M₃C, M₇C₃, M₆C – Carbonetos de um metal

CCT – Diagrama de transformação em arrefecimento contínuo

N_f - Número de ciclos até à fratura

$\Delta\sigma$ - Amplitude da tensão

K_{IC} - Tenacidade à fratura

c - comprimento da fissura

α - Coeficiente de expansão térmica linear

β - Coeficiente de expansão térmica volúmico

κ - Difusividade térmica

TSP – Parâmetro de choque térmico

MEF – Método de elementos finitos

I. Introdução

A quantidade global de alumínio e suas ligas em uso cresceu de 28 milhões de toneladas em 1990 para 56 milhões nos dias de hoje e estima-se que em 2020 atinja os 97 milhões de toneladas [1]. O alumínio é produzido a partir de bauxite através de processos eletroquímicos. Depois de produzido este metal pode ser reciclado, sendo este processo preferível a nível económico e ambiental, pois é energeticamente mais eficiente do que a sua produção a partir de bauxite.

Após fusão o alumínio é moldado em pré-formas de varão, lingote, etc, sendo expedido para indústrias transformadoras onde é laminado, extrudido, forjado, etc. O processo de produção de lingotes é frequentemente executado por uma cadeia de lingotamento. Neste processo, moldes de aço (lingoteiras) fixados a uma cadeia de transporte são alimentados pelo metal fundido através de uma roda de alimentação (figura 1). A lingoteira apresenta um movimento de translação sincronizado com a roda de alimentação.



Figura 1- Imagens do processo de lingotamento de alumínio [1].

Depois de receberem o metal fundido, as lingoteiras são arrefecidas pela parte inferior por imersão em água ou através de jatos de água. No final da cadeia, a lingoteira é invertida e o lingote cai por gravidade.

Durante este processo as lingoteiras estão sujeitas a condições severas de corrosão e ciclos térmicos, onde a temperatura máxima experimentada é a temperatura do alumínio líquido. São assim gerados gradientes de temperatura ao longo da espessura da lingoteira,

causando tensões cuja amplitude varia ciclicamente e que podem conduzir à falha em serviço, por fadiga térmica.

No caso particular das lingoteiras produzidas pela empresa Duritcast estas condições severas de serviço são responsáveis por um período útil de vida médio de cerca de um ano.

Deste modo, o presente trabalho tem como objetivo principal o estudo do efeito da fadiga térmica no tempo de vida das lingoteiras em aço para vazamento de alumínio, produzidas por esta empresa, de forma a ser possível propor medidas susceptíveis de prolongar o tempo de vida em serviço destas peças.

A presente dissertação está organizada em 6 capítulos, constituindo a Introdução o primeiro deles. No capítulo II é apresentada uma revisão bibliográfica dos aspetos mais relevantes para a análise dos resultados experimentais.

No capítulo III, é efetuada uma apresentação dos métodos experimentais utilizados, nomeadamente os ensaios de fadiga térmica e de caracterização mecânica realizados, técnicas de preparação das amostras para caracterização microestrutural, tratamentos térmicos efetuados e descrição das condições utilizadas nas simulações pelo método dos elementos finitos.

O capítulo IV é constituído por 3 secções onde são apresentados e discutidos os resultados experimentais obtidos. A primeira secção é dedicada aos resultados obtidos na caracterização do material e na simulação pelo método dos elementos finitos. Na segunda secção é analisado o efeito dos ciclos térmicos nas propriedades mecânicas e na microestrutura do material. Na 3ª secção são apresentadas medidas para prolongar o tempo de vida das lingoteiras.

No capítulo V são apresentadas as conclusões gerais do trabalho e no VI capítulo as sugestões para trabalhos futuros.

II. Revisão bibliográfica

1. Processos de transferência de calor

A fração de energia interna que pode ser transferida devido a uma diferença de temperaturas designa-se por energia térmica. Um corpo colocado num meio a uma temperatura diferente da que possui, recebe ou perde energia, traduzindo-se num aumento ou diminuição da sua energia térmica armazenada. Esta energia térmica transferida “para o” ou “do” corpo é vulgarmente designada por calor e o processo é designado por transferência de calor. Não ocorrendo mudança de estado físico, a variação de energia interna sofrida por um corpo, de massa m , é igual ao calor transferido (Q) e pode ser estimada se for conhecida a diferença de temperatura ocorrida (ΔT), e o calor específico do material, c_p [2].

$$Q = m \cdot c_p \cdot \Delta T \quad (1)$$

Como a diferença de temperaturas é a força motriz para a transferência de calor, este fenómeno ocorrerá no sentido das temperaturas menores. Essa transferência pode ocorrer pelos mecanismos de condução, convecção e/ou radiação [2].

1.1. Transferência de calor por condução

O mecanismo da condução de calor está associado à transferência de energia ao nível molecular. As partículas mais energéticas (que se encontram em locais onde se regista uma maior temperatura) transferem parte da sua energia vibracional, rotacional e translacional por contacto com outras partículas contíguas menos energéticas (que se encontram a uma menor temperatura). Essa transferência é efetuada, portanto, no sentido das temperaturas menores, ou seja, no sentido do gradiente (dT/dx) negativo e ocorre em gases, líquidos ou sólidos. Nos fluidos (especialmente nos gases, onde existem menores forças de coesão) ocorrem ainda colisões entre as partículas. Nos sólidos metálicos os eletrões livres favorecem esse processo. A lei fundamental que descreve a condução térmica é a lei de Fourier [2], que relaciona o calor transferido por unidade de tempo (ou

velocidade de transferência de calor) na direcção x (\dot{Q}_{cond}) com o gradiente de temperatura nessa direcção ($\frac{dT}{dx}$):

$$\dot{Q}_{cond} = -K_T \cdot A \frac{dT}{dx} \quad (2)$$

em que A é área de transferência perpendicular ao fluxo de calor e K_T uma constante de proporcionalidade que traduz uma propriedade física do material designada por condutividade térmica. O sinal negativo é necessário sempre que o gradiente seja negativo, para que o calor transferido, por convenção, assuma um valor positivo [2].

Por integração da equação 2 no estado estacionário (temperaturas constantes no tempo), obtém-se a equação 3:

$$\dot{Q}_{cond} = k_T \cdot A \frac{T_{s1} - T_{s2}}{L} = \frac{T_{s1} - T}{R_{cond}} \quad (3)$$

onde L é a espessura da peça, T_{s1} e T_{s2} são, respetivamente, as temperaturas máxima e mínima das faces e R_{cond} é a resistência térmica definida por:

$$R_{cond} = \frac{L}{K_T \cdot A} \quad (4)$$

Se o material possuir uma condutividade térmica elevada, como é o caso dos metais, oferece pouca resistência à transmissão de calor por condução e a diminuição da temperatura ao longo da espessura da peça é reduzida. Diz-se, nesse caso, que o material é bom condutor térmico. Pelo contrário, se o material possuir uma condutividade térmica reduzida, a propagação de calor é dificultada e diz-se que o material é isolante térmico [2].

1.2. Transferência de calor por convecção

A existência de um fluido em movimento (líquido ou gás), acelera o processo de transferência de calor se um fluido mais frio (à temperatura T_∞) ficar em contacto com uma superfície mais quente (à temperatura T_s). Esta transferência ocorre em simultâneo com a transferência de calor ao nível molecular (por condução) sendo, no entanto, mais eficaz. A completa descrição deste fenómeno requer o conhecimento da dinâmica do escoamento do fluido quando em contacto com a superfície. O movimento pode ser provocado por agentes externos ou por diferenças de densidade resultantes do aquecimento

próprio do fluido. No primeiro caso, diz-se que a transferência de calor se processa por convecção forçada, no segundo, por convecção natural. Assim, mesmo que um fluido se encontre em repouso (do ponto de vista macroscópico), a diferença de temperaturas gera diferenças de densidade que poderão ser suficientes para induzir o movimento ascendente do fluido mais quente.

Em geral, a convecção de calor é definida de uma forma mais abrangente, associando-se o fenómeno da condução e o da transferência de calor em presença de movimento macroscópico do fluido. Apesar da complexidade matemática acrescida pelo movimento do fluido, foi desenvolvido um modelo simples (descrito pela equação 5) para o cálculo da velocidade de transferência de calor, que traduz o resultado conjunto destes dois fenómenos. Quando a velocidade do fluido diminui e tende para zero, a contribuição do movimento macroscópico do fluido perde importância face ao processo da condução [2].

$$\dot{Q} = h \cdot A \cdot \Delta T = \frac{1}{R_{conv}} (T_s - T_{\infty}) \quad (5)$$

em que R_{conv} é a resistência térmica dada por:

$$R_{conv} = \frac{1}{h \cdot A} \quad (6)$$

h é o coeficiente de transferência de calor por convecção, A a área de transferência de calor perpendicular ao fluxo de calor e ΔT a diferença de temperatura [2].

O parâmetro h depende das propriedades físicas do fluido, do tipo de movimento do fluido e da superfície que o fluido percorre (tabela 1). Por exemplo, se a agitação do fluido for elevada, o valor de h também será elevado e a resistência do fluido à transferência de calor, descrita pela equação 6, será muito pequena. Neste caso, diz-se que o fluido oferece uma resistência reduzida à transmissão de calor [2].

Tabela 1 - Valores do coeficiente de transferência de calor (h) para vários tipos de convecção [2].

| Tipo de convecção | h (W.m⁻².K⁻¹) |
|-------------------------------|--|
| Convecção natural em gases | 2 – 15 |
| Convecção natural em líquidos | 50 – 1000 |
| Convecção forçada em gases | 15 – 250 |
| Convecção forçada em líquidos | 100 – 20000 |
| Convecção com mudança de fase | 2500 - 100000 |

1.3. Transferência de calor por radiação

A transferência de calor por radiação térmica ocorre através de sólidos, líquidos, gases e vácuo (exceto através matéria opaca à radiação térmica). Como, em geral, os gases são pouco absorventes, a contribuição da radiação térmica para o calor total transferido não deve ser desprezada nos cálculos de engenharia quando se têm superfícies separadas por gases (como por exemplo o ar). A energia radiante que um corpo emite é dada pela lei de Stefan-Boltzmann [2].

$$\dot{Q} = \lambda \cdot \varepsilon \cdot A \cdot T_s^4 \quad (7)$$

sendo $\lambda = 5,67 \times 10^{-8} \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-4}$ a constante de Stefan-Boltzmann, ε a emissividade da superfície emissora ($0 < \varepsilon \leq 1$), A a sua área e T_s a temperatura absoluta do emissor [2].

2. Processo de solidificação

A grande maioria das peças metálicas experimentaram fusão e respetiva solidificação em algum estágio da sua produção.

A fundição de metais e ligas constitui um processo industrial importante já que, durante o ciclo de produção ou transformação, a maior parte dos materiais metálicos é fundida e vazada, dando origem a uma forma acabada ou semiacabada.

Pode dividir-se a solidificação de um metal nas seguintes etapas:

1. Formação de núcleos estáveis no líquido;
2. Crescimento dos núcleos, originando uma estrutura de grãos.

O mecanismo pelo qual ocorre a formação de núcleos de partículas sólidas num metal líquido designa-se nucleação. Esta pode ser classificada em nucleação homogénea e nucleação heterogénea [3].

2.1. Nucleação homogénea

A nucleação homogénea ocorre no seio do líquido. Considerando o caso da solidificação de um metal puro, quando o metal líquido é arrefecido abaixo da sua temperatura de solidificação, criam-se numerosos núcleos homogéneos através do movimento lento de átomos que se vão ligando uns aos outros (figura 2). Para que o núcleo seja estável, de modo a poder crescer até formar um cristal, tem de atingir um tamanho crítico [3]. Isto exige, no caso de nucleação homogénea, um grau de sobrearrefecimento muito considerável relativamente à temperatura de solidificação.

2.2. Nucleação heterogénea

A nucleação heterogénea é a que ocorre sobre as paredes do recipiente, impurezas insolúveis e outro material presente na estrutura que reduza a energia livre crítica necessária para formar um núcleo estável. Este tipo de nucleação acontece durante as operações industriais de vazamento e envolve sobrearrefecimentos reduzidos, geralmente entre 0,1 e 10 °C [3].

Para que ocorra nucleação heterogénea, o agente nucleante do sólido (impureza sólida ou superfície) deverá ser molhado pelo metal líquido e este deve solidificar facilmente sobre o agente nucleante [3].

2.3. Crescimento de cristais num metal líquido e formação de grãos

Depois de se terem formado núcleos estáveis do metal, ocorre o crescimento destes. Em cada cristal, os átomos estão dispostos da mesma forma mas a orientação cristalográfica varia de cristal para cristal devido a diferenças na velocidade de crescimento. As dendrites crescem e ramificam-se segundo direções cristalográficas preferenciais. Quando o crescimento de uma dendrite começa a ser condicionado pelo

crescimento das dendrites vizinhas, os grãos e as fronteiras de grão começam a definir-se [3].



Figura 2 - Esquema do processo de solidificação homogênea com formação de grãos [3].

O número de locais de nucleação disponíveis no metal afeta a microestrutura. Se, durante a solidificação, o número de núcleos for reduzido, a microestrutura será grosseira, com tamanho de grão relativamente elevado. Pelo contrário, se o número de núcleos for elevado, a microestrutura resultante será mais fina, com tamanho de grão menor [3].

2.4. Solidificação no interior da moldação

No caso de uma peça obtida por fundição, a nucleação ocorre preferencialmente junto às paredes da moldação (figura 3 e 4), onde a temperatura diminui mais rapidamente durante o arrefecimento. No seio do líquido, dendrites quebradas ou impurezas insolúveis podem funcionar como sementes de nucleação [4].

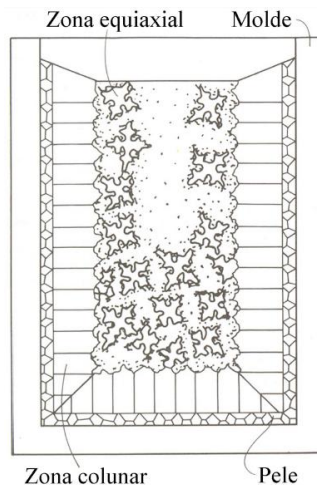


Figura 3 - Representação esquemática do processo de solidificação no interior de uma moldação [4].

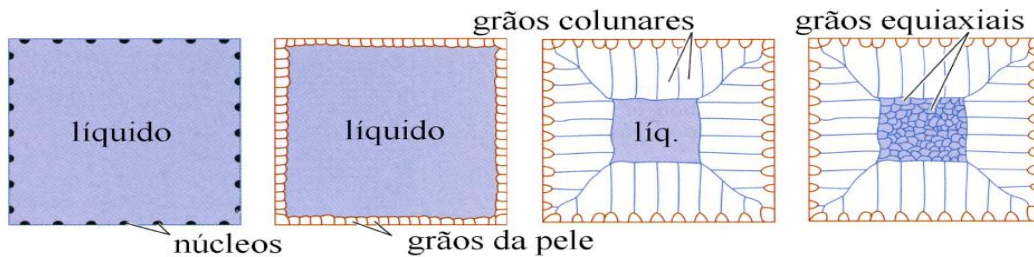


Figura 4 - Processo de solidificação no interior de uma moldação [4].

Quando um metal líquido é vazado para o interior de uma moldação podem-se formar-se as seguintes estruturas (figura 4):

- **Pele ou zona de arrefecimento rápido:** caracterizado pela presença de grãos aproximadamente equiaxiais e com orientação aleatória junto das paredes frias da moldação [4].
- **Zona colunar intermédia:** os cristais favoravelmente orientados (com direções de crescimento próximas da direção de máximo escoamento de calor) crescem mais rapidamente à custa dos cristais vizinhos, dando origem a uma estrutura colunar de grãos maiores do que na zona de arrefecimento rápido [4].
- **Zona equiaxial central:** os grãos que se formam no centro, acabam por impedir o avanço das formações colunares, dando origem a uma zona com grãos aproximadamente equiaxiais [4].

O coeficiente de transferência de calor no processo de fundição depende de vários fatores, nomeadamente a presença de rugosidade na moldação ou de revestimentos, a orientação da superfície da moldação, tipo de arrefecimento, material e temperatura da moldação, tensão superficial do fundido e grau de sobrefusão do metal [5].

Na solidificação o metal líquido experimenta inicialmente uma contração térmica reversível até atingir a temperatura de solidificação (contração líquida). Durante a solidificação, como o líquido possui uma densidade inferior à do sólido, ocorre uma contração significativa de volume (contração de solidificação). Após a solidificação, verifica-se uma diminuição em volume da peça (contração sólida) [4] (figura 5).

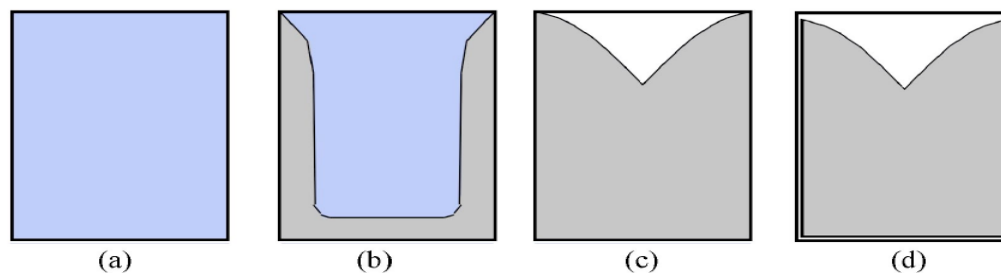


Figura 5 – Representação esquemática das etapas de contração durante a solidificação: a) vazamento inicial, b) contração líquida, c) contração de solidificação e d) contração sólida [4].

2.5. Solidificação do alumínio e suas ligas

A composição das ligas de alumínio para fundição tem vindo a ser otimizada no sentido de melhorar quer as propriedades relacionadas com o vazamento (como a fluidez e a capacidade de alimentação da moldação) quer as propriedades como a resistência mecânica, a ductilidade e a resistência à corrosão. Por isso, as composições destas ligas são diferentes das composições das ligas de alumínio para trabalho mecânico. As ligas de alumínio para fundição são classificadas nos Estados Unidos da América de acordo com a nomenclatura do Aluminum Association. Nesta classificação, as ligas de alumínio para fundição estão agrupadas segundo os principais elementos de liga que contêm, usando-se um número de quatro dígitos com um ponto entre os últimos dois, tal como se indica na tabela 2 [3].

Tabela 2 - Composição das diferentes séries de ligas de alumínio [3].

| Série | Elemento(s) principal(is) de liga |
|-------|-----------------------------------|
| 1XX.X | Alumínio puro (> 99,5%) |
| 2XX.X | Cu |
| 3XX.X | Si + Cu (ou Mg) |
| 4XX.X | Si |
| 5XX.X | Mg |
| 7XX.X | Zn |
| 8XX.X | Sn |

3. Lingotamento de Alumínio

O processo de lingotamento de alumínio tem como finalidade a obtenção de lingotes, billetes e outras formas primárias de alumínio. Este processo pode ser efetuado continuamente ou de forma descontínua. No processo contínuo, o alumínio é vazado para um distribuidor que alimenta uma moldação. A moldação é arrefecida com água de modo a promover a solidificação do fundido quando este contacta com as paredes do molde. Deste modo, o alumínio é continuamente arrefecido (ficando com a forma imposta pelo molde) e puxado do molde por rolos a uma velocidade que depende da taxa de arrefecimento do molde e do caudal de alimentação de alumínio líquido.

O processo de lingotamento descontínuo é o processo mais antigo para a obtenção de lingotes de alumínio e consiste no vazamento intermitente de alumínio em moldações (lingoteiras) que são depois arrefecidas com água, como é descrito no capítulo anterior [5].

Os fatores tecnológicos que influenciam a durabilidade das lingoteiras e tornam a análise da sua falha em serviço mais complexa são:

- Temperatura do metal líquido quando é vazado para o interior da lingoteira e a temperatura desta antes do vazamento se iniciar.
- O processo de alimentação com o metal fundido (com gravidade ou com pressão) e o caudal de vazamento.
- Condições de arrefecimento (processo e taxa de arrefecimento).
- Processo utilizado para retirar o lingote da moldação.

Como regra geral, os moldes para vazamento de metais fundidos necessitam de um compromisso entre a resistência à deformação, tenacidade à fratura, elevado coeficiente de transferência de calor e resistência à corrosão pelo fundido. É fundamental que tenham a capacidade de acomodar as tensões geradas pela expansão e contração causada pela solidificação do metal e resistência ao desgaste, de modo a manterem as dimensões das peças vazadas.

4. Classificação dos aços

De acordo com a norma portuguesa NP 1617 “Produtos siderúrgicos – classificação” define-se aço não ligado como o aço que deve as suas propriedades

essencialmente ao teor de carbono e cuja composição, além dos teores correntes nos elementos de elaboração (como carbono, enxofre, fosforo, azoto e oxigênio), não contém nenhum elemento de liga em quantidade superior aos mínimos indicados para um aço ligado (tabela 3) [6].

Tabela 3 - Teores limite para classificação dos aços como não ligados, conforme a euronorma EN 10020, de 1989.

| Elemento | % ponderal | Elemento | % ponderal |
|-------------|------------|----------|------------|
| Al | < 0,10 | Ni | < 0,30 |
| B | < 0,0008 | Pb | < 0,40 |
| Bi | < 0,10 | Se | < 0,10 |
| Co | < 0,10 | Si | < 0,50 |
| Cr | < 0,30 | Te | < 0,10 |
| Cu | < 0,40 | Ti | < 0,05 |
| Lantanídeos | < 0,05 | V | < 0,10 |
| Mn | < 1,65 | W | < 0,10 |
| Mo | < 0,08 | Zr | < 0,05 |
| Nb | < 0,06 | Outros | < 0,05 |

Estes aços podem ser utilizados satisfatoriamente em aplicações com requisitos, em termos de propriedades mecânicas, pouco exigentes. No sentido de ultrapassar estas limitações dos aços carbono, desenvolveram-se os aços ligados, que contêm elementos de liga que melhoram as suas propriedades. De acordo com os teores dos elementos de liga, estes aços podem ser classificados como fracamente ligado e fortemente ligado. No aço fracamente ligado, nenhum dos elementos de liga ultrapassa o teor de 5%. No caso de aço fortemente ligados, pelo menos um dos elementos de liga existe em percentagem superior a 5% [7].

Os principais elementos de liga que se adicionam aos aços ligados são o manganês, níquel, crômio, molibdênio e tungstênio. Podem ainda ser adicionados vanádio, cobalto, boro, cobre, alumínio, chumbo, titânio e nióbio [3].

4.1. Aços de Crômio-Molibdênio (Cr–Mo)

Os aços Cr–Mo são muito utilizados na construção de componentes que estão sujeitos a altas temperaturas de serviço, devido à sua excelente resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão. Os componentes fabricados em aço Cr–Mo são

utilizados na indústria petrolífera, petroquímica, do papel e em componentes para válvulas sujeitas a contacto com fluidos a elevada temperatura [7].

As temperaturas usuais de utilização variam entre os 316 °C e os 650 °C, temperaturas onde a fluência, grafitação ou o ataque por hidrogénio poderão ter efeitos significativos no desempenho em serviço de peças em aços carbono.

Existe uma grande variedade de aços Cr–Mo, que cobrem uma gama bastante grande de temperaturas máximas de utilização (tabela 4). Na sua composição química contêm geralmente 0,5 a 12% de Cr (para aumentar a resistência à corrosão, ductilidade e resistência à grafitação) e teores de molibdénio entre 0,5 e 1% (para aumentar a resistência à fluência e à condutividade térmica) [8].

Tabela 4 - Aços Cr-Mo e respetivas temperaturas máximas de serviço [8].

| Composição | Temperatura máxima de utilização (°C) |
|-------------------|---------------------------------------|
| 1/2Cr-1/2Mo | 540 |
| 1Cr-1/2Mo | 650 |
| 1 1/4Cr-1/2Mo-Si | 650 |
| 2 1/4Cr-1Mo | 650 |
| 2 1/4Cr-1Mo-1/4V | 480 |
| 2 1/4Cr-1,6W | 650 |
| 3Cr-1Mo | 650 |
| 3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B | 480 |
| 5Cr-1/2Mo | 650 |
| 5Cr-1/2Mo-Si | 650 |
| 5Cr-1/2Mo-Ti | 650 |
| 9Cr-1Mo | 650 |
| 9Cr-1Mo-V | 650 |
| 9Cr-2W | 650 |
| 12Cr-2W | 650 |

Em particular, a maior resistência dos aços Cr – Mo resulta de 2 fenómenos:

- endurecimento por solução sólida da matriz ferrítica pelo C, Mo e Cr;
- endurecimento por precipitação de carbonetos de Mo e Cr.

Como se pode verificar na figura 6, o endurecimento por solução sólida e por precipitação competem entre si durante a exposição do aço Cr-Mo à temperatura. Com o passar do tempo, ocorre a precipitação de carbonetos (nomeadamente Mo_2C , $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$, Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6), cujo efeito se opõe à redução da resistência mecânica associada à

diminuição do teor dos elementos de liga em solução. Para temperaturas elevadas, ocorre o coalescimento dos precipitados e a resistência mecânica diminui progressivamente [8].

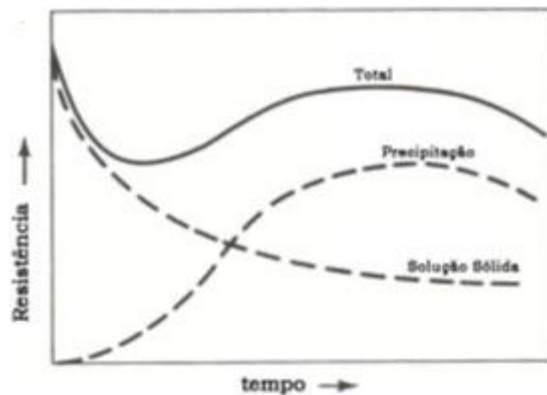


Figura 6 - Variação da resistência com o tempo à temperatura de 550 °C para um aço Cr-Mo [8].

4.2 Precipitação nos aços Cr-Mo

A precipitação de carbonetos nos aços Cr-Mo ocorre durante o revenido da martensite e também em microestruturas bainíticas e ferríticas-perlíticas [8]. Estes precipitados diferem na composição química, estrutura cristalina e distribuição na matriz metálica, nomeadamente:

O **carboneto- ϵ** é encontrado após o primeiro estágio de revenido (temperatura inferior a 200°C, nos aços com aproximadamente 0,2% de carbono), apresenta uma estrutura cristalina hexagonal compacta e uma forma alongada, tipo agulha [8].

O **M_2C** é um carboneto rico em molibdénio com estrutura hexagonal compacta que apresenta considerável solubilidade de Cr e V. Estes carbonetos nucleiam inicialmente de forma coerente com a matriz, mas rapidamente perdem esta característica, crescendo na forma de agulhas incoerentes. Em particular, o Mo_2C é o carboneto que mais contribui para o endurecimento nos aços 2,25Cr-1Mo [8] e precipita durante o tratamento térmico e/ou a exposição a elevadas temperaturas, apresentando-se geralmente na forma de precipitados finos e dispersos de modo intragranular. Durante a exposição térmica, o carboneto instável Mo_2C precipita em formas mais estáveis [8].

O **M_3C** é usualmente um carboneto rico em ferro que apresenta estrutura cristalina ortorrômbica, como a da cementite (Fe_3C). O M_3C é instável nos aços Cr-Mo, sofrendo transformação em carbonetos mais estáveis durante o revenido [8].

O M_7C_3 é um carboneto rico em cromo com estrutura cristalina hexagonal e que apresenta uma elevada solubilidade para o ferro e o manganês, mas baixa solubilidade para o molibdênio e vanádio. No revenido dos aços 2,25Cr-1Mo temperados ou normalizados, o Cr_7C_3 nucleia no interior da cementite ou na interface ferrite-cementite [8].

O M_6C é um carboneto com estrutura cristalina cúbica de faces centradas, contendo principalmente Fe (até 40%), Mo, Cr e V, em concentrações que variam significativamente com a composição química do aço [8].

4.3. Evolução dos precipitados nos Aços Cr-Mo

Os aços Cr-Mo têm como mecanismo de endurecimento importante a formação de carbonetos metastáveis durante a exposição a altas temperaturas (envelhecimento). Estas alterações microestruturais ocorrem lentamente, podendo ter efeito após 20 anos de operação a temperaturas de 520-560 °C. O tipo, concentração e distribuição desses carbonetos influenciam as propriedades mecânicas e o desempenho em serviço destes aços.

A sequência de evolução dos carbonetos secundários durante o envelhecimento em aços Cr-Mo a temperaturas elevadas é complexa e depende fortemente do teor em Cr e da microestrutura inicial [8]. Com efeito, aços com baixo teor em Cr apresentam uma predominância de carbonetos ricos em Fe e alguns carbonetos ricos em Mo. Pelo contrário, nos aços com médio e alto teor de Cr, os carbonetos formados são mais ricos neste elemento.

Estudos na sequência de precipitação dos carbonetos durante o revenido a diferentes temperaturas em aços 2,25Cr-1Mo [8], permitiram concluir que em microestruturas bainíticas ou perlíticas ocorre inicialmente a precipitação de carbonetos ϵ e Fe_3C que, com o tempo e temperatura de exposição, evoluem formando carbonetos de molibdênio e carbonetos mistos de ferro, molibdênio e cromo. Com o aumento do tempo ou da temperatura de exposição, estes carbonetos evoluem para uma forma mais estável (M_6C).

Em aços com microestrutura ferrítica ocorre a formação de carbonetos de molibdênio (Mo_2C) com forma de agulha, que globuliza transformando-se em M_6C e, no caso de aço com maior quantidade de Cr, em $M_{23}C$.

Na figura 7, é representada a sequência da formação de carbonetos em um aço 2,25Cr – 1Mo em função do tempo e temperatura de revenido. O carboneto M_2C (onde M

é geralmente molibdênio) é o principal responsável pelo aumento da resistência mecânica do aço. O M_2C precipita primeiro durante o tratamento térmico ou durante a exposição a elevadas temperaturas na forma de agulhas dispersa na matriz. O M_2C é instável e durante a exposição a temperaturas elevadas evolui formando carbonetos de $M_{23}C_6$ [8].

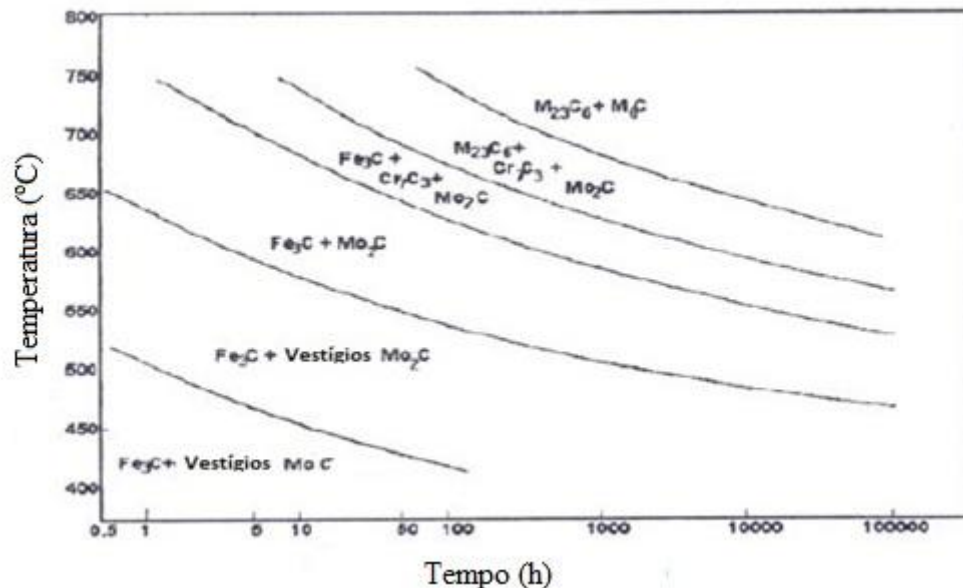


Figura 7 - Principais carbonetos precipitados durante o revenido de um aço 2,25Cr-1Mo, em função do tempo e da temperatura de revenido [8].

4.4. O aço 1,25Cr – 0,5Mo

O aço 1,25Cr–0,5Mo, também designado por WC6 pela norma ASTM A217/A217M – 02, é indicado para a produção de componentes que, em serviço, estão submetidos a pressão e temperaturas elevadas (tabela 5). Este aço apresenta um baixo teor de carbono e é fracamente ligado, tendo como principais elementos de liga o Cr e o Mo (Tabela 5 e 6) [5, 7].

Tabela 5- Propriedades mecânicas típicas do aço WC6 [9].

| | |
|--------------------------|-----------|
| Tensão de rotura [MPa] | 485 - 655 |
| Tensão de cedência [MPa] | 275 |

Tabela 6- Composição química típica do aço WC6 [9].

| Elementos na composição química do aço | Quantidade dos elementos (%) |
|--|------------------------------|
| Carbono (C) | 0,05 – 0,2 |
| Manganês (Mn) | 0,50 – 0,80 |
| Fosforo (F) | 0,04 |
| Enxofre (Sn) | 0,054 |
| Silício (S) | 0,60 |
| Crômio (Cr) | 1,00 – 1,50 |
| Molibdênio (Mo) | 0,45 – 0,65 |

Pela norma ASTM A217 este aço deve ser submetido aos tratamentos térmicos de normalização e revenido antes da sua utilização [9]. Com efeito, como se trata de um aço obtido por vazamento, apresenta uma microestrutura inicial dendrítica com tensões residuais. Estes tratamentos térmicos visam a homogeneização da microestrutura e o alívio dessas tensões residuais.

5. Tratamentos térmicos

As propriedades de um aço podem ser alteradas através de alterações da sua microestrutura, por tratamentos térmicos [8].

Alguns parâmetros a controlar durante este processo são a velocidade de aquecimento, temperatura máxima, tempo de patamar e velocidade de arrefecimento [8].

A seleção do ciclo térmico mais indicado depende das características microestruturais que se pretendem obter no final do tratamento térmico e, geralmente, envolve a utilização de diagramas TTT (tempo-temperatura-transformação) [8].

Os tratamentos térmicos mais comuns são o recozimento, a têmpera e o revenido. Além destes existem ainda os tratamentos termomecânicos e termoquímicos [8].

5.1. Recozimento

Este tratamento tem por objetivo restituir ao material as características que foram alteradas por tratamento mecânico ou térmico anterior, regularizar estruturas brutas de

vazamento após fusão, obter estruturas favoráveis à maquinação ou deformação a frio, atenuar heterogeneidades ou, ainda, reduzir tensões internas.

Este tipo de tratamento inclui o recozimento completo (ou de homogeneização), de amaciamento isotérmico, de regeneração, de normalização e, ainda, os recozimentos subcríticos.

5.2. Normalização

Este tratamento térmico visa a obtenção de uma estrutura regular próxima do equilíbrio termodinâmico, através do aquecimento da peça até uma temperatura de austenitização completa, manutenção durante um determinado tempo para que toda a microestrutura sofra transformação em austenite, e de arrefecimento ao ar [10].

Este tratamento aplica-se a aços que arrefecidos ao ar originam estruturas pertencentes ao domínio perlítico. Algumas vezes o termo normalização é, impropriamente, utilizado em casos em que a microestrutura final é constituída parcialmente por bainite e/ou martensite [10]. No caso do aço WC6, o diagrama de transformação em arrefecimento contínuo (CCT) apresentado na figura 8 permite verificar que, para velocidades de arrefecimento superiores a 50°C/min ou para arrefecimento ao ar de peças de espessura inferior a 50mm, existe a formação de bainite. Deste modo, o tratamento referido pela norma ASTM A217, deveria ser denominado por recozimento com arrefecimento ao ar. No entanto, a bibliografia identifica geralmente este tratamento (neste tipo de aços) como normalização, designação também adotada neste trabalho.

5.3. Recozimentos subcríticos

Estes tratamentos têm como função a obtenção de uma microestrutura mais estável, reduzindo tensões e restaurando parcialmente as propriedades físicas ou mecânicas do material. As temperaturas de operação nestes tratamentos não ultrapassam A_{c1} , existindo um patamar a uma determinada temperatura seguido de arrefecimento a velocidade conveniente [10]. Estes tratamentos térmicos incluem a recrystalização, recuperação (diminuição da densidade de deslocações) e alívio de tensões residuais.

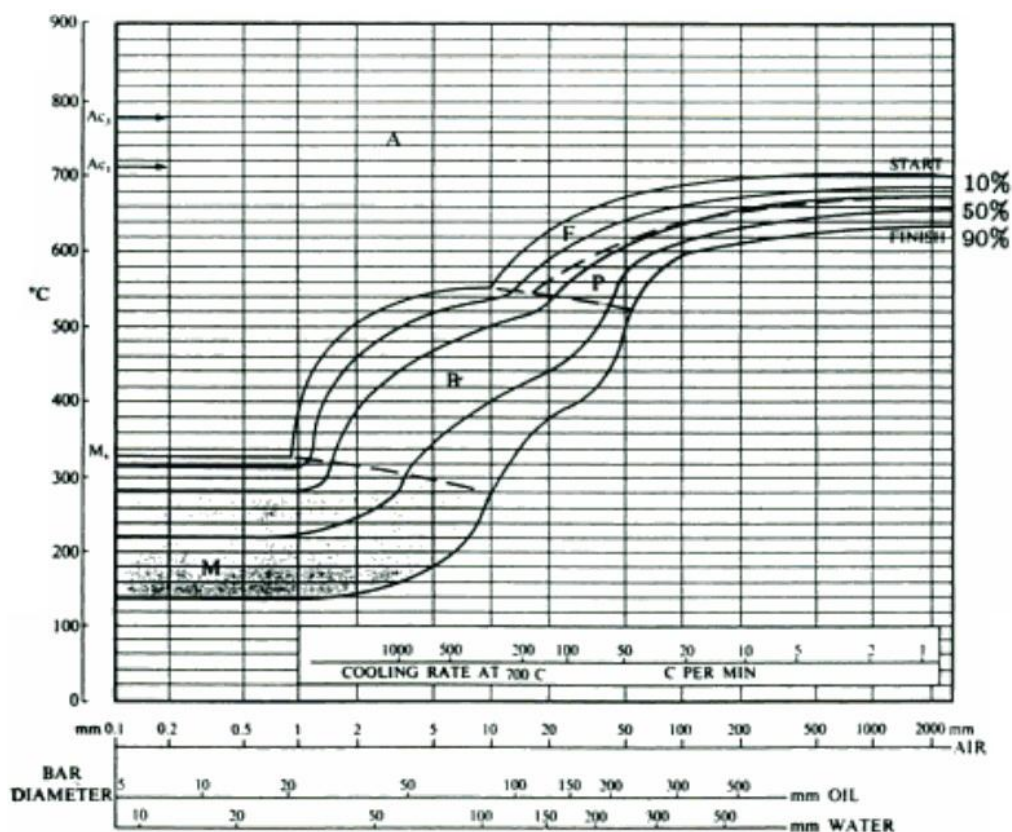


Figura 8 - Diagrama de transformação em arrefecimento contínuo (CCT) do aço WC6. M representa o campo da transformação martensítica, B o campo da transformação bainítica, F o campo da transformação ferrítica e P o campo da transformação perlítica [11].

5.4. Revenido

O revenido tem como função eliminar heterogeneidades, tensões internas produzidas pela têmpera, corrigindo durezas excessivas e, conseqüentemente, melhorar a ductilidade e a tenacidade do material à fratura. Pode também provocar um endurecimento secundário devido à precipitação de carbonetos. No caso dos aços WC6 a designação deste tratamento térmico não é coerente, pois a microestrutura resultante da normalização deste material não é martensítica mas sim, perlítica e ferrítica. Por isto, a designação mais correta para este tratamento térmico seria relaxação de tensões [10]. No entanto, este tratamento térmico é designado na bibliografia como revenido, designação que será mantida neste trabalho.

6. Fadiga em materiais

6.1. Mecanismos de deformação plástica

Quando o material é submetido a uma solicitação mecânica pode, em função do valor de tensão aplicada, apresentar dois tipos de comportamentos distintos após a solicitação: recuperação das dimensões iniciais (regime elástico) ou deformação permanente (regime plástico). No primeiro caso, a tensão aplicada é inferior à tensão limite de elasticidade. No segundo caso, a tensão aplicada ultrapassa este valor. Na deformação plástica, a alteração das dimensões da amostra pode ocorrer por escorregamento, por maclagem. No caso da temperatura ser suficientemente elevada, os mecanismos difusivos podem também contribuir significativamente para a deformação do material [3].

A deformação plástica por escorregamento é caracterizada pelo deslizamento de volumes do material ao longo de planos e direções cristalográficas com maior densidade atômica (planos e direções de escorregamento). À escala microscópica, a deformação plástica é o resultado da criação e movimentação de defeitos lineares denominados deslocamentos. O aumento da deformação plástica traduz-se num aumento da densidade destes defeitos que conduz a uma diminuição da sua mobilidade que, por sua vez, provoca um aumento da tensão de deformação (encruamento) [3]. Outros fatores que condicionam a mobilidade das deslocamentos é a presença de solutos, precipitados, fronteiras de grão e temperatura.

6.2. Mecânica da fratura

Geralmente, durante o processo de fadiga, uma fissura tem início num ponto de concentração de tensões, como uma esquina viva, entalhe, inclusão ou defeito metalúrgico. Uma vez nucleada, a fissura propaga-se através da peça submetida a uma tensão cíclica ou repetitiva. Considerando uma amostra plana, que contenha uma fenda superficial (figura 9), e seja submetida a uma tração uniaxial, a intensidade da tensão na extremidade da fenda depende da tensão aplicada e do comprimento e geometria da fissura. Para exprimir a combinação destes efeitos na tensão desenvolvida na extremidade da fenda é utilizado o fator de intensidade de tensão K_I . O índice I indica o modo I de ensaio, no qual a abertura da fenda é provocada por uma tensão de tração. Para o caso de uma chapa metálica com uma fenda superficial ou interna submetida a tração uniaxial este parâmetro é dado por:

$$K_I = Y\sigma\sqrt{\pi c} \quad (8)$$

em que σ é a tensão aplicada, c representa o comprimento da fenda superficial (ou metade de uma fenda interna) e Y é uma constante adimensional que depende da geometria da fissura e das dimensões da amostra.

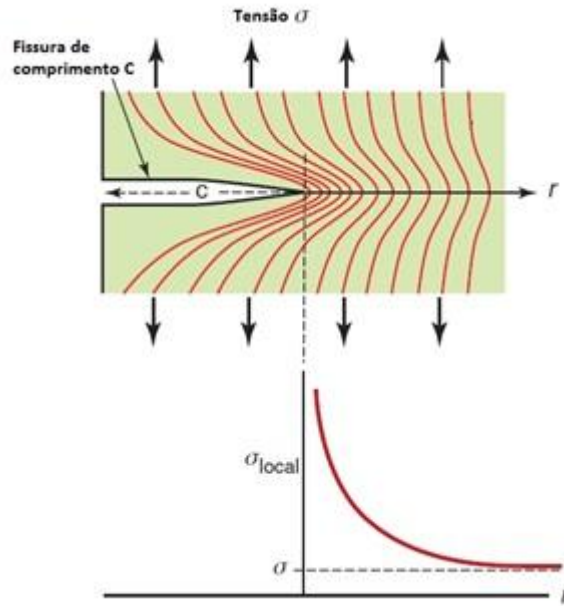


Figura 9 - Distribuição da tensão numa amostra plana com uma fissura na superfície e sujeita a uma tensão de tração [13].

O valor crítico do fator de intensidade de tensão que provoca a fratura de chapa designa-se por tenacidade à fratura K_{IC} do material [3] sendo, em termos da tensão de fratura σ_f e do comprimento c da fenda superficial (ou metade do comprimento da fenda interna), dado pela seguinte expressão:

$$K_{IC} = Y\sigma_f\sqrt{\pi c} \quad (9)$$

6.3. Tensões resultantes de gradientes térmicos

As tensões térmicas são tensões mecânicas resultantes de forças geradas por partes do material que querem expandir ou contrair devido a mudanças de temperatura, mas são impedidas por restrições ao seu movimento [12].

Considerando uma barra (figura 10a) sujeita a uma mudança de temperatura ΔT e com as extremidades livres para se moverem, a tensão na barra será nula. Por outro lado, se a mesma barra estiver sujeita à mesma mudança de temperatura mas com as suas extremidades constrangidas, sem poderem contrair ou expandir, desenvolvem-se tensões na barra, como resultado de forças trativas ($\Delta T < 0$) ou compressivas ($\Delta T > 0$) nas extremidades da barra (figura 10b) [12].

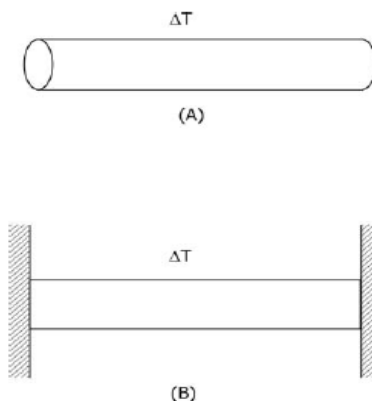


Figura 10 - Desenvolvimento de tensões numa barra por acção da variação da temperatura (ΔT). a) A barra é livre de expandir ou contrair; b) a barra é fixa em ambas as extremidades, sendo impedida de expandir ou contrair [12].

Pode distinguir-se dois tipos de restrições, no que diz respeito a tensões térmicas: restrições externas e restrições internas.

As restrições externas são restrições em todo o sistema que impedem a expansão ou a contração do sistema quando ocorrem mudanças de temperatura, por exemplo, a fixação de um tubo em ambas extremidades submetido a um aumento de temperatura.

As restrições internas, são restrições existentes no próprio material, pois poderão existir locais que estão sujeitos a temperaturas diferentes, expandindo e contraindo de maneiras distintas. Considerando o tubo do exemplo anterior sem restrições externas, em que face interior se encontra a uma temperatura superior à face exterior (devido, por exemplo, à passagem de um líquido quente no interior do tubo) desenvolvem-se tensões em ambas as faces porque as camadas interiores e exteriores são impedidas de se dilatarem ou contraírem de forma independente [12]. Neste caso, o estado de tensão (σ) desenvolvido devido ao gradiente de temperatura (ΔT) em regime estacionário (ΔT constante) depende do coeficiente de expansão térmica (α) e do módulo de elasticidade (E) através da relação:

$$\sigma = \alpha \cdot E \cdot \Delta T \quad (10)$$

Em situações de regime transiente, a diferença de temperatura (ΔT) e consequentemente, o estado de tensão evoluiu com o tempo de uma forma dependente do coeficiente de difusividade térmica (κ)

6.3.1 Coeficiente de expansão térmica

Um importante parâmetro que determina a amplitude das tensões térmicas desenvolvidas na peça por uma diferença de temperatura é o coeficiente de expansão térmica do material. Podem-se distinguir dois tipos de coeficientes de expansão térmica: o coeficiente de expansão térmica linear α e o coeficiente de expansão térmica volúmico β .

O coeficiente de expansão térmica linear é definido como sendo a variação fracional em comprimento (ou outra dimensão linear) por unidade de variação da temperatura, a valor de tensão (σ) constante [12]:

$$\alpha = \frac{1}{L} \left(\frac{\partial L}{\partial T} \right)_{\sigma} \quad (11)$$

Geralmente, a medição de α é realizada em condições de aplicação de tensão (σ) considerada nula.

O coeficiente de expansão térmica volúmico é definido como sendo a mudança fracional do volume do material por unidade de variação da temperatura, a pressão constante:

$$\beta = \frac{1}{V} \left(\frac{\partial V}{\partial T} \right)_p \quad (12)$$

Para materiais isotrópicos os 2 coeficientes relacionam-se por:

$$\beta = 3\alpha \quad (13)$$

6.3.2 Módulo de Elasticidade

O módulo de elasticidade, caracteriza o comportamento do material no regime elástico. Este parâmetro é normalmente medido em condições isotérmicas e é definido por:

$$E = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \right)_T \quad (14)$$

em que a tensão σ é a tensão registada e ε é a deformação correspondente no regime elástico [12].

6.3.3 Difusividade térmica

Muitos problemas de transferência de calor são dependentes da temperatura e do tempo. Nestes casos, a distribuição da temperatura e das tensões térmicas são dependentes da difusividade térmica (κ), sendo esta definida em termos de condutividade térmica (K_t), densidade (ρ) e calor específico (c_p) do material pela seguinte relação:

$$\kappa = \frac{K_t}{\rho c_p} \quad (15)$$

Este parâmetro determina a velocidade de propagação da energia térmica no material. Materiais com elevado valor de κ conduzem rapidamente a energia térmica, reduzindo assim a amplitude de gradientes térmicos ao fim de um dado tempo [12].

6.3.4 Choque térmico

O choque térmico ocorre quando um material é submetido a uma mudança rápida de temperatura. Este fenómeno pode provocar a fratura do material [12].

A capacidade de um material resistir ao choque térmico pode ser caracterizada pelo seguinte parâmetro, proposto por, Schott e Winkelmann [15]:

$$TSP = \frac{\sigma_u \sqrt{\kappa}}{\alpha E} \quad (16)$$

onde σ_u é a resistência à tração do material, κ é a difusividade térmica, α o coeficiente de expansão térmica e E o módulo de elasticidade.

Um material com elevado valor de resistência à tração será capaz de suportar maiores tensões térmicas do que um material com um valor menor. Um material com baixo coeficiente de expansão térmica desenvolve menores deformações térmicas e, consequentemente, menores tensões térmicas. Um material com valores baixos do módulo

de elasticidade é capaz de acomodar melhor as deformações causadas pela expansão térmica. Por fim, materiais que apresentem elevada difusividade térmica tendem a desenvolver menores gradientes de temperatura porque conduzem melhor a energia térmica [12].

Em suma, um material com boa resistência ao choque térmico deve possuir uma elevada resistência à tração, baixo coeficiente de expansão térmica, baixo módulo de elasticidade e elevada difusividade térmica.

6.4 Falha por fadiga

Em muitas ocasiões, uma peça metálica submetida a solicitações cíclicas, sofre fratura para valores de tensões bastante inferiores às que a peça suportaria se fosse submetida a uma tensão estática. Estas fraturas que ocorrem por ação de solicitações cíclicas designam-se por fraturas por fadiga. Veios, barras de ligação e engrenagens são exemplos típicos de peças em que a falha em serviço por fadiga pode ocorrer. Com efeito, algumas estimativas indicam que 80% das falhas em máquinas se deve à falha de componentes por fadiga [13].

Durante o processo de fadiga, isto é, durante o carregamento cíclico da peça, são criadas marcas de estrias ou ondulações na superfície de fratura devido à propagação da fissura até que a secção restante torna-se tão pequena que já não consegue suportar a carga aplicada e ocorre a rotura da peça. Assim, é geralmente possível reconhecer duas regiões distintas na superfície de fratura: uma região lisa, devido à fricção entre as superfícies abertas, que é criada à medida que a fissura se propaga através da secção e uma região rugosa, associada à fratura, que ocorre quando a carga aplicada se torna demasiado elevada em relação à secção remanescente (figura 11) [10].



Figura 11 - Superfície típica de fratura por fadiga [3].

A figura 12 mostra como o efeito da fadiga é geralmente medido e representado graficamente. Uma amostra é submetida a uma tensão cíclica com amplitude $\Delta\sigma/2$, sendo o número de ciclos até à fratura registado. Os dados são expressos por curvas (S – N) em que a amplitude da tensão ($\Delta\sigma$) é representada em função do número de ciclos até à fratura (N_f) [14].

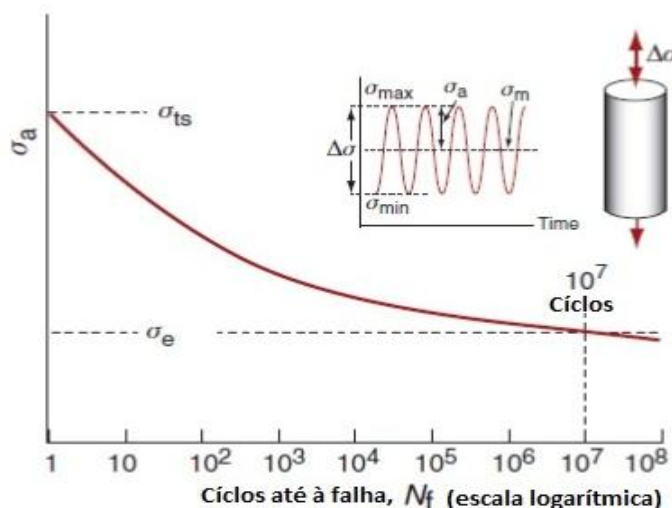


Figura 12 – Caracterização da resistência à fadiga através de curvas S-N. σ_e - limite de fadiga de um material [13].

Para muitos materiais existe um limite de fadiga definido como sendo a tensão σ_e abaixo da qual não ocorre fratura, ou ocorre após um número muito elevado de ciclos ($N_f > 10^7$) [14].

6.4.1 Principais fatores que afetam a resistência à fadiga de um metal

Para além da composição química, a resistência de um metal à fadiga é afetada por outros fatores, como por exemplo:

1. Concentração da tensão. A resistência à fadiga é fortemente reduzida pela presença de concentradores de tensão tais como, entalhes, furos, rasgos e variações bruscas nas secções retas. As fraturas por fadiga podem ser minimizadas através de um projeto cuidadoso de modo a evitar, na medida do possível, estes concentradores de tensões [3].

2. Rugosidade superficial das peças. De um modo geral, quanto mais lisa for a superfície da amostra metálica maior é a sua resistência à fadiga. A rugosidade está associada à existência de locais de concentração de tensões que facilitam a formação e propagação de fissuras [3].
3. Estado de tensão da superfície. Uma vez que a maior parte das fraturas por fadiga se inicia na superfície do material, qualquer alteração do estado de tensão da superfície afetará a resistência à fadiga do material. Por exemplo, os tratamentos de endurecimento superficial do aço, como a cementação e a nitruração, aumentam a resistência à fadiga do aço. A introdução de um estado favorável de tensões residuais de compressão na superfície do material (através de, por exemplo, granalhagem da superfície) é também um processo para aumentar a resistência do material à fadiga pois, ao ocorrer a formação de uma fissura, as forças compressivas dificultam a sua propagação [3].
4. Condições ambientais. Os fatores ambientais, como a corrosão e a temperatura, também podem afetar a falha por fadiga dos materiais. De fato se a aplicação de tensões cíclicas ao material metálico ocorrer num ambiente corrosivo, a velocidade de propagação da fissura poderá ser substancialmente aumentada. A combinação de ataque por corrosão com as tensões cíclicas é conhecida por fadiga sob corrosão. Neste processo, pequenos pontos de corrosão podem formar-se como resultado de reações químicas na superfície do material, tornando-se pontos de concentração de tensões e, desse modo, locais de nucleação de fissuras. Um dos procedimentos para a prevenção de fadiga associada à corrosão é a aplicação de revestimentos de proteção da peça.

No caso do aço 2,25Cr-1Mo, a falha por fadiga ocorre mais rapidamente em atmosfera oxidante do que em condições redutoras (figura 13) porque a oxidação origina a formação de pontos de corrosão que funcionam como pontos de concentração de tensões, levando à formação de fissuras.

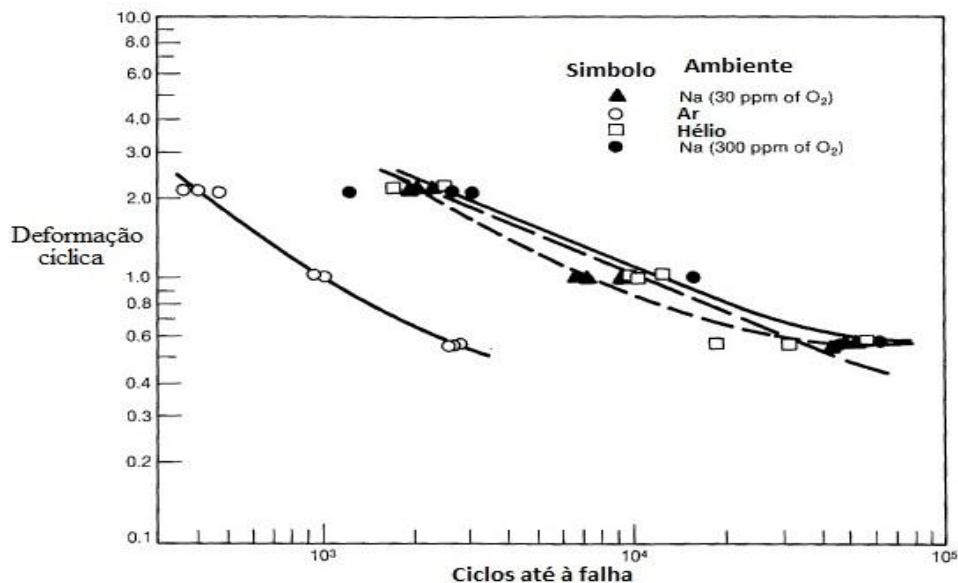


Figura 13 - Influência da atmosfera ambiente na resistência à fadiga do aço 2 1/4 Cr-1Mo [16].

Em certas aplicações, o principal problema da exposição a temperaturas elevadas é a oxidação, formando-se uma camada de produtos de oxidação devido à exposição a elevadas temperaturas numa atmosfera oxidante, normalmente ar. Quando o aço é arrefecido, a camada de óxido destaca-se da superfície devido aos diferentes coeficientes de expansão térmica do óxido e do suporte, permitindo o contacto da superfície não oxidada com a atmosfera, e dando continuidade ao processo de corrosão. Para além deste processo, o próprio óxido pode ser permeável ao oxigénio [14].

A exposição a temperaturas elevadas em atmosfera oxidante, para além de provocar a oxidação, pode também provocar a descarborização da superfície do aço. Adicionalmente, o carbono altera a expansão térmica do metal, levando à formação de tensões residuais, uma vez que as zonas com menor concentração de carbono terão comportamentos térmicos diferentes das zonas não descarburizadas [13]. Devido às elevadas temperaturas, os aços ricos em Cr podem também apresentar formação de carbonetos de crómio, que provoca uma depleção de crómio das fronteiras de grão, aumentando a probabilidade de ocorrência de fratura intergranular.

Na produção de lingotes, a utilização de um metal líquido em contacto com outro metal sólido pode conduzir a reações com formação de compostos intermetálicos na superfície do metal sólido (figura 14) [5].

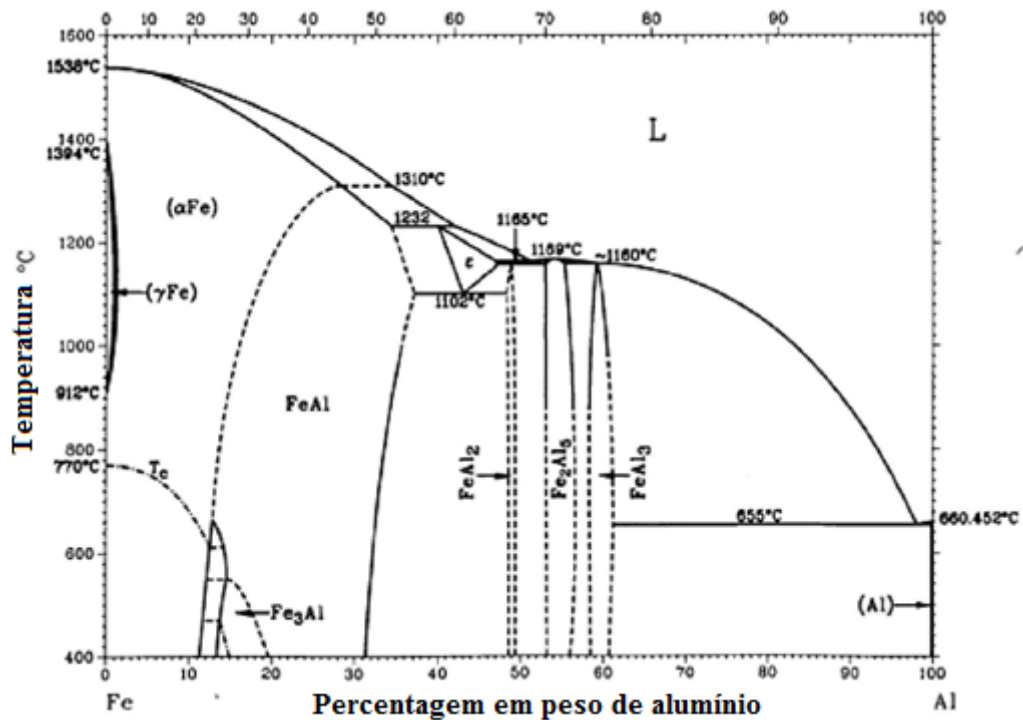


Figura 14 - Diagrama de fases de ferro - alumínio [16].

A tensão, tempo, temperatura e ambiente podem também induzir alterações microestruturais na peça durante o serviço, contribuindo para a falha por redução de resistência mecânica. Estas mudanças microestruturais são referidas como instabilidade metalúrgica e as suas causas incluem: transição de fratura transgranular – intergranular, recristalização, envelhecimento ou sobre-envelhecimento, precipitação de fases intermetálicas, oxidação superficial, oxidação intergranular e fissuras devido a tensão e corrosão [13].

6.4.2 Teste de fadiga térmica

Um teste comum no estudo da fadiga térmica envolve a utilização de um disco cónico do material, e dois leitos de sais fundidos. Os provetes são submetidos a um aquecimento e arrefecimento alternados por imersão nos banhos de sais fundidos a diferentes temperaturas. Nestes ensaios, é medido o número de ciclos térmicos até ao aparecimento da primeira fissura visível a olho nu (figura 15).

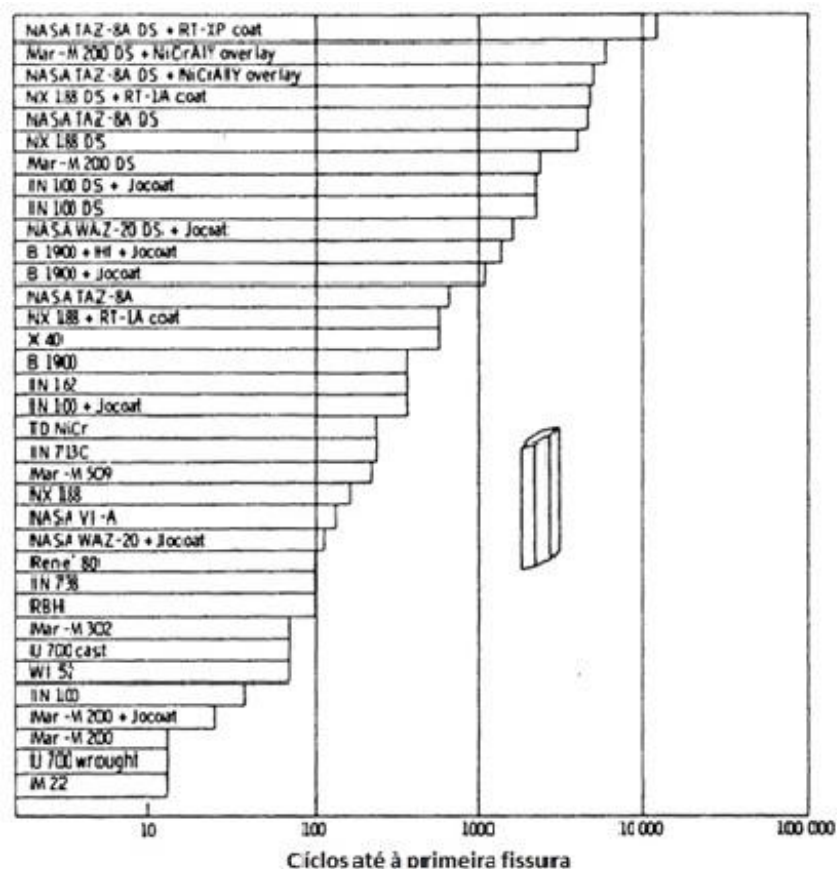


Figura 15 – Número de ciclos até ao aparecimento de fissuras de várias ligas de níquel e cobalto sujeitas a ensaios de fadiga térmica através da imersão alternada em banhos com temperatura de 316°C e 1088°C com tempos de imersão de 3 minutos [15].

Nestes testes não é possível determinar valores das tensões e deformações responsáveis pela criação da fissura, sendo os resultados expressos de uma forma qualitativa. Na realidade, a análise quantitativa deste fenómeno é complexa dado que é necessário considerar o efeito da tensão e da temperatura numa geometria tridimensional não uniforme, incorporando propriedades do material, variações de temperatura e acumulação de deformações plásticas [15]. Por essa razão, recorre-se frequentemente a simulações numéricas pelo método dos elementos finitos para realizar uma análise mais detalhada dos resultados obtidos nestes testes.

7. Método dos elementos finitos

Em ciência e engenharia, muitos fenómenos físicos podem ser descritos através de equações diferenciais. No entanto, a resolução destas equações por métodos analíticos é praticamente impossível quando as formas são complexas. O método dos elementos finitos

(MEF) é uma aproximação numérica que permite resolver por cálculo computacional problemas de engenharia complexos como, por exemplo, análise de estado de tensão e de deformação, transferência de calor, escoamento de fluidos, etc. Numa primeira fase, o sistema que se pretende estudar é dividido num número finito de segmentos áreas ou volumes mais pequenos designados por elementos finitos. Esta tarefa designa-se por discretização (figura 16).

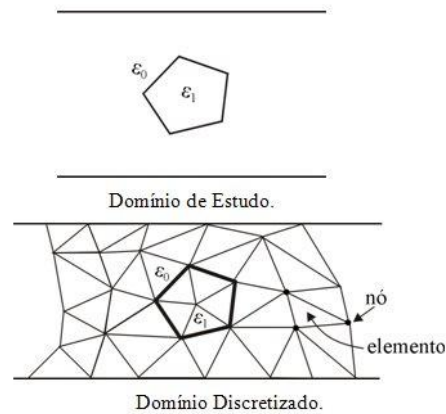


Figura 16 - Representação esquemática do processo de discretização espacial de um domínio por elementos finitos [17].

Os elementos finitos podem assumir formas geométricas diversas, tais como as que se representam na figura 17. Para resolver problemas unidimensionais (ou constituídos por componentes unidimensionais) recorre-se a elementos finitos com forma de segmento. No caso de problemas bidimensionais, os elementos são frequentemente quadriláteros ou triângulos. Em análises tridimensionais estes são geralmente hexaedros, tetraedros ou pentaedros [17].

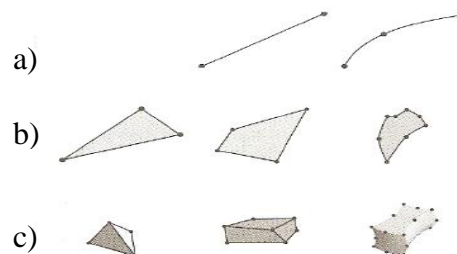


Figura 17 - Algumas formas geométricas possíveis para elementos finitos. Elementos finitos a) unidimensionais, b) bidimensionais e c) tridimensionais[17].

Numa análise linear elástica pelo método dos elementos finitos, a primeira variável a determinar é, frequentemente, o campo de deslocamento de um número finito de pontos do sistema. Esses pontos designam-se por nós da malha de elementos finitos. Os nós encontram-se normalmente nos vértices dos elementos (figura 16). Porém, dependendo do tipo de formulação de elemento finito utilizada, podem existir nós a meio das suas arestas, nas suas faces ou ainda no seu interior.

Através da análise numérica efetuada com o método dos elementos finitos calculam-se, numa primeira fase, os deslocamentos nos nós para um carregamento particular aplicado ao domínio a analisar. Seguidamente, o deslocamento de cada ponto do elemento finito pode ser determinado pelos valores dos deslocamentos dos nós desse mesmo elemento, isto é, em função dos deslocamentos nodais. Deste modo, torna-se possível substituir o problema de determinar o deslocamento de um número infinito de pontos de um domínio contínuo pelo cálculo dos deslocamentos de um número finito de pontos (os nós da malha de elementos finitos) [17].

Considerando por exemplo, um modelo tridimensional, o deslocamento de cada nó pode ser decomposto em três componentes mutuamente perpendiculares, uma paralela a um eixo de referência O_x , outra paralela a um eixo O_y e mais outra paralela a um eixo O_z . Estes componentes de deslocamento designam-se por graus de liberdade. No caso do problema tridimensional cada nó tem três graus de liberdade.

Uma vez determinados os deslocamentos nodais, o programa de simulação numérica pelo método dos elementos finitos calcula as deformações correspondentes e, tendo em conta as propriedades do material, o estado de tensão.

Os passos principais envolvidos na simulação pelo método dos elementos finitos são o pré-processamento, análise e pós-processamento (figura 18). No pré-processamento é definido o modelo 2D ou 3D. O aumento de complexidade do modelo significa uma maior quantidade de elementos e, consequentemente, mais tempo de cálculo.

Durante o pré-processamento existe a configuração de dados, como as propriedades do material e a aplicação das condições de fronteira físicas, como, por exemplo, forças, pressões, acelerações, temperaturas ou restrições ao deslocamento. Durante a análise, o programa de simulação resolverá um conjunto de equações diferenciais de forma

simultânea. Os resultados são normalmente representados no pós-processamento através de gradiente de cores ou gráficos, que ilustram o comportamento da geometria simulada [18].

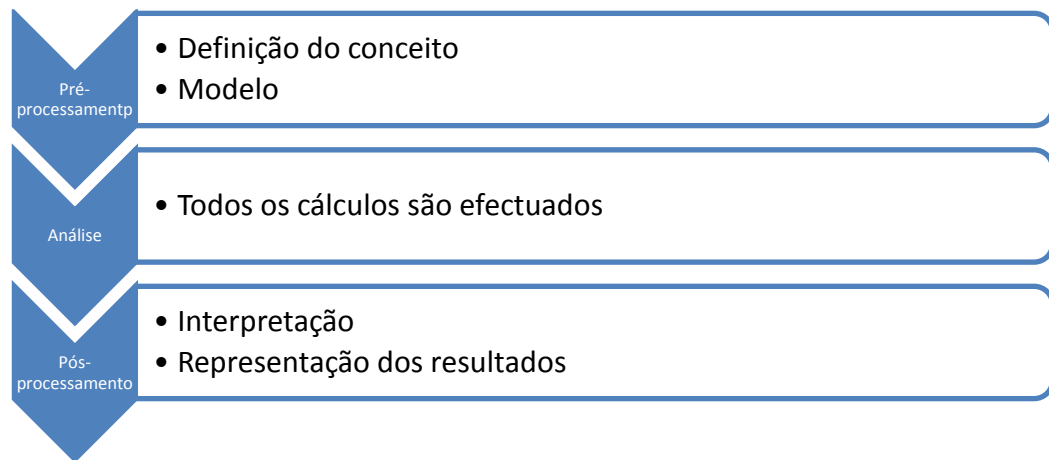


Figura 18 – Sequência das principais etapas envolvidas na simulação pelo método dos elementos finitos.

III. Procedimento experimental

Neste trabalho foi estudado o efeito da fadiga térmica no tempo de vida das lingoteiras em aço WC6, produzidas pela empresa Duritcast para vazamento de alumínio. Para tal, foram realizados ensaios de fadiga térmica em amostras cortadas de fragmentos de lingoteiras. As amostras antes e após os ciclos térmicos foram caracterizadas por ensaios de tração uniaxial, dureza e observações microestruturais por microscopia ótica e eletrônica. Paralelamente, foram efetuadas simulações pelo MEF com o objetivo de determinar a intensidade e distribuição das tensões térmicas desenvolvidas nas lingoteiras e nas amostras durante os ciclos térmicos.

1. Material inicial e tratamentos térmicos

O material utilizado neste trabalho foi fornecido pela Duritcast sob a forma de fragmentos de lingoteiras em aço WC6 (tabela 5 e 6). A partir destas peças foram maquinadas amostras na forma de caixas (figura 19) para os ensaios de fadiga térmica. Dado que a maioria dos fragmentos foram fornecidos na condição de aço bruto de vazamento (sem tratamento térmico) e que o processo de produção das lingoteiras inclui um pós tratamento térmico de normalização e revenido (T0), foi necessário efetuar um tratamento térmico equivalente (T1) nas amostras utilizadas nos ensaios de fadiga térmica.

Após o tratamento térmico as amostras foram submetidas a uma operação de granalhagem nas mesmas condições utilizadas pela Duritcast na produção das lingoteiras.

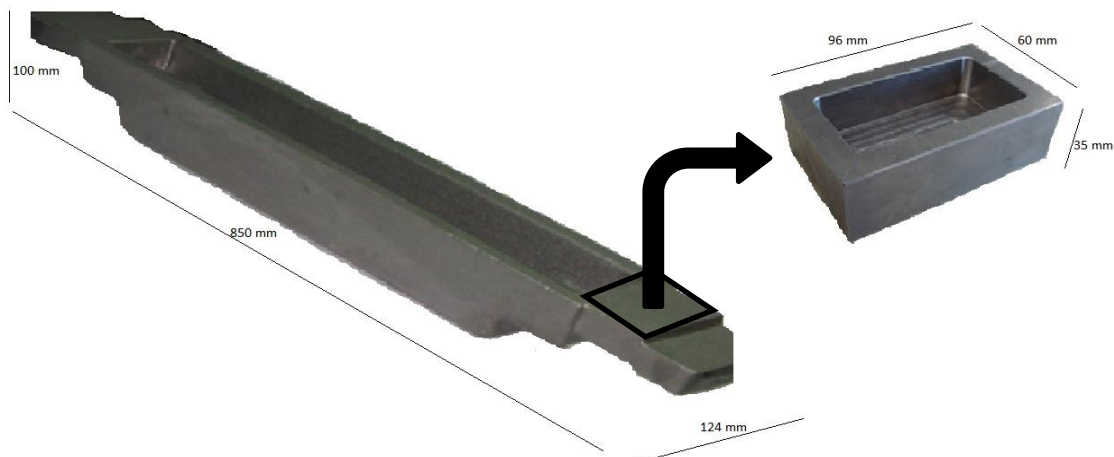


Figura 19 - Dimensões externas da lingoteira e das amostras utilizadas nos ensaios de fadiga térmica. Na figura também é indicado o local da lingoteira que foi utilizado para produzir a amostra.

Tabela 7 - Condições do tratamento térmico utilizados. T0 – tratamento térmico realizado pela empresa Duritcast nas lingoteiras; T1 – tratamento térmico utilizado nas amostras preparadas para ensaios de fadiga térmica.

| Tratamento | Recozimento | | | Revenido | | |
|------------|-------------|-------------|----------------------|-------------|------------|----------------------|
| | Aquecimento | Patamar | Arrefecimento | Aquecimento | Patamar | Arrefecimento |
| T0 | 10°C/min | 2h a 920 °C | Ao ar (normalização) | 10°C/min | 3h a 600°C | No interior do forno |
| T1 | 10°C/min | 2h a 920 °C | A < 50 °C/min | 10°C/min | 3h a 600°C | Ao ar |

2. Ensaios de fadiga térmica

Para a realização dos ensaios de fadiga térmica foi utilizado um sistema constituído por dois braços pneumáticos controlados por um autómato, um forno para a fusão de alumínio com controlador de temperatura e um sistema de arrefecimento das amostras com água (figura 20).



Figura 20 - Equipamento utilizado nos ensaios de fadiga térmica.

Este equipamento resultou da adaptação realizada no âmbito deste trabalho (ver anexo), de um sistema previamente desenvolvido para ensaios de fadiga térmica em provetes cilíndricos (figura 21) e envolveu as seguintes alterações:

- substituição do forno de fusão;
- instalação de linhas de água e ar comprimido para arrefecimento da amostra;
- programação do autómato para controlo do movimento da amostra e do sistema de arrefecimento.



Figura 21- Equipamento para ensaios de fadiga térmica de provetes cilíndricos antes das adaptações realizadas para este trabalho.

As amostras utilizadas nestes ensaios, após granalhagem e tratamento térmico T1, foram seladas por soldadura com uma chapa de aço de 2 mm de espessura que continha 2 tubos metálicos para a entrada e saída de água de arrefecimento (figura 22).

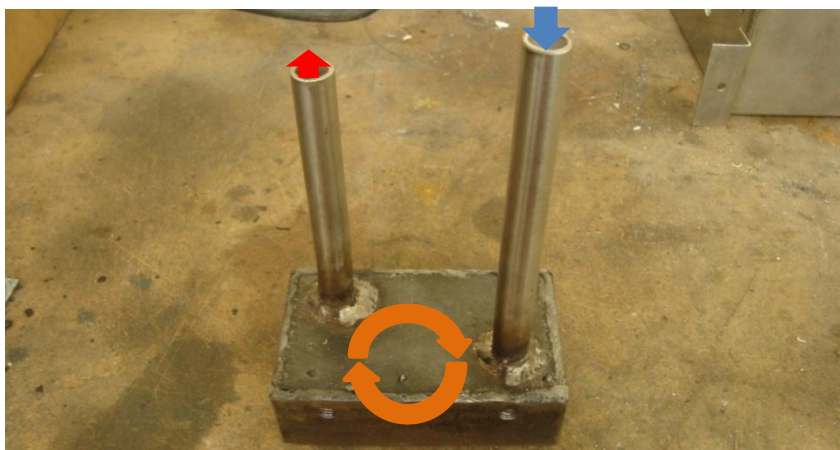


Figura 22 –Amostra utilizada nos ensaios de fadiga térmica após selagem por soldadura com chapa de aço e tubos para arrefecimento com água. A seta azul representa a entrada da água de arrefecimento e a seta vermelha representa a saída.

Durante os ensaios de fadiga térmica, as amostras foram submetidas a aquecimento por contacto com alumínio fundido na face externa (figura 23 a), elevadas por ação do braço pneumático (perdendo o contacto com o fundido) e refrigeradas por passagem de

água na face interna (figura 23 b). Antes do início de um novo ciclo térmico, a água de arrefecimento foi expelida por descargas de ar comprimido através do tubo de alimentação (figura 23 b).

Toda a sequência (figura 24) foi completamente controlada por um autómato, cujo programa foi desenvolvido no âmbito deste trabalho.

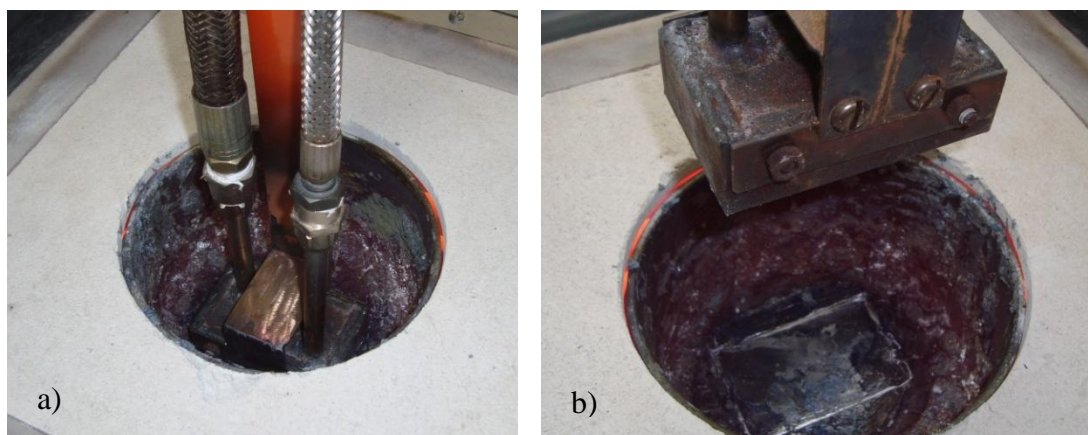


Figura 23 - Ensaio de fadiga térmica. a) A caixa contacta com o alumínio. b) A amostra é elevada e refrigerada com água.



Figura 24 - Sequência de operações envolvidas nos ensaios de fadiga térmica.

Para o ajuste dos parâmetros de trabalho, as temperaturas no interior da amostra durante o contacto com o alumínio foram medidas com um termopar tipo K. Esta operação permitiu determinar que, após 30 s de contacto da amostra com o fundido de alumínio,

ocorria o equilíbrio térmico entre as duas faces, a aproximadamente 660°C. O tempo de arrefecimento até 40 °C da superfície que contactou com o alumínio foi de 20 s (tabela 6).

Tabela 8 – Duração de cada etapa dos ensaios de fadiga térmica.

| Etapa | Duração (s) |
|---------------------------|-------------|
| Contacto com alumínio | 30 |
| Refrigeração com água | 20 |
| Passagem de ar comprimido | 2 x 7 |
| Tempo de ciclo | 69 |

Os valores apresentados na tabela anterior pretendem simular o ciclo fabril de aquecimento/arrefecimento suportado pelas lingoteiras.

3. Caracterização do material

3.1 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural das amostras, antes e após os ensaios de fadiga térmica, foi realizada por microscopia ótica (MO), microscopia eletrónica de varrimento (SEM) e microscopia eletrónica de transmissão (TEM).

Nas observações por MO foi utilizado um microscópio Janaphot 2000 equipado com um sistema digital de aquisição de imagem (figura 25).



Figura 25 - Microscópio ótico Janaphot 2000 utilizado na caracterização microestrutural.

A caracterização microestrutural por microscopia eletrônica foi realizada com um microscópio eletrônico de varrimento SU-70 e com um microscópio eletrônico de transmissão Hitachi H9000, equipados com detetor de dispersão de energia (EDS).

As amostras utilizadas nestes ensaios foram obtidas por corte arrefecido com água, utilizando uma serra de fita Pirra HF250, seguido de polimento com lixas de carboneto de silício (SiC) e pastas de diamante com granulometria progressivamente menores, tendo a última 1 μm . Neste processo, foram utilizados equipamentos de polimento Metaserv 200 e Struess Rotapol-V (figura 26). As amostras preparadas para TEM foram obtidas por corte, com um punção, de discos de 3 mm de diâmetro, seguido de polimento eletrolítico em ambas as faces até à perfuração, utilizando uma tensão de 35 V e uma solução constituída por 5% de ácido perclórico concentrado e éter etilenoglicol monobutílico.

A revelação da microestrutura para MO e SEM foi conseguida por ataque químico através da imersão da amostra polida durante 15 segundos numa solução constituída por 2% (vol) de ácido nítrico concentrado a 60% e álcool etílico (Nital 2%).



Figura 26 - Equipamentos utilizado no polimento das amostras.

3.2 Caracterização mecânica

3.2.1 Ensaios de dureza

Os ensaios de dureza Vickers foram efetuados num macrodurómetro Zwick/Roell ZHV (figura 27), aplicado uma carga de 10 kgf durante 15 s.



Figura 27 - Equipamento para medição de durezas Zwick/Roell ZHV.

As medições foram efetuadas, em amostras polidas segundo as condições descritas em 3.1, utilizando um indentador de diamante com geometria piramidal quadrangular, e ângulo entre as faces de 136°. A impressão resultante foi observada através de um sistema ótico de aquisição de imagem, permitindo medir as diagonais da indentação, cujos valores foram utilizados para calcular a dureza Vickers através da seguinte equação:

$$HV = 0,1854 \frac{P}{d^2} \quad (28)$$

onde P é a carga aplicada em kgf e d é a média das diagonais em mm. No tratamento estatístico dos dados para determinação dos erros relativos associados às medições foi calculada a média de 10 valores e o respetivo desvio padrão para um intervalo de confiança de 95%.

3.2.2 Ensaios de tracção uniaxial

Os ensaios de tração uniaxial foram realizados em peças cortadas na empresa Duritcast por eletroerosão da parte inferior (que contactou com o fundido de alumínio e com água) de amostras utilizadas nos ensaios de fadiga térmica. As peças resultantes foram, de seguida, cortadas de forma a obter dois provetes: um contendo a face que contactou com o alumínio fundido e outra contendo a face arrefecida com água (figura 28 e 29).

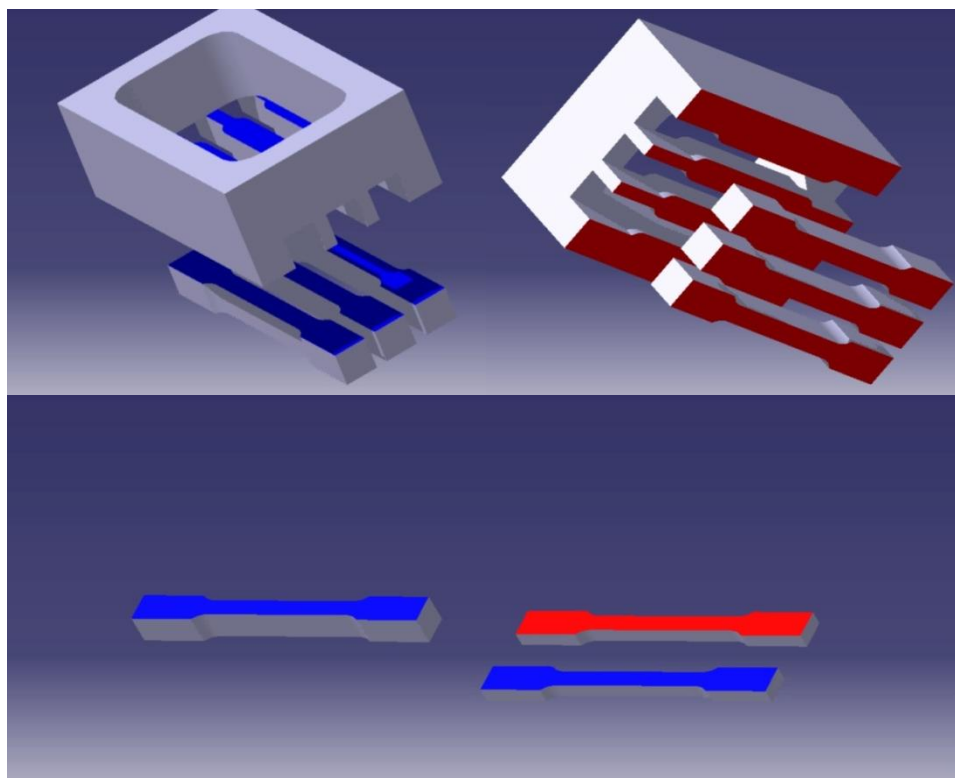


Figura 28 - Obtenção dos provetes utilizados nos ensaios de tração uniaxial. A face vermelha representa a face da amostra utilizada nos ensaios de fadiga térmica que contactou com alumínio fundido e a face azul representa a face que contactou com a água de arrefecimento.

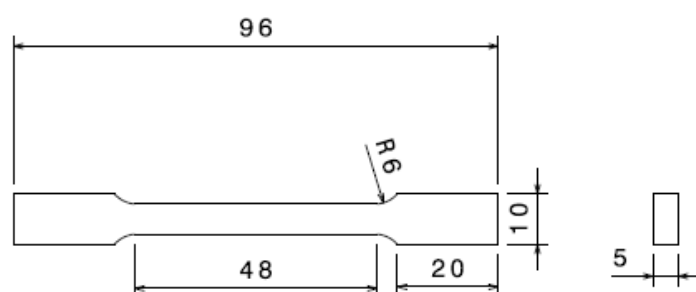


Figura 29 - Dimensões dos provetes utilizados nos ensaios de tração uniaxial.

Os ensaios mecânicos foram efetuados à temperatura ambiente a taxa de deformação de 5 mm/min, utilizando uma máquina de tração Shimadzu TM AG-50KNG, equipada com videoextensómetro Messphysic ME 46 NG e uma célula de carga de 50 kN. Foram ensaiados 6 provetes de cada amostra.

4. Simulação pelo método dos Elementos Finitos

As simulações pelo MEF foram efetuadas com recurso ao programa comercial Solidwoks versão 2007 SP4.0 executado num computador PC com sistema operativo Microsoft Windows XP.

4.1. Modelação

Na figura 30 são apresentados os modelos 3D das lingoteiras e das amostras utilizadas nos ensaios de fadiga térmica. De referir que o modelo da lingoteira foi construído com base nas informações dimensionais fornecidas pela empresa Duritcast.

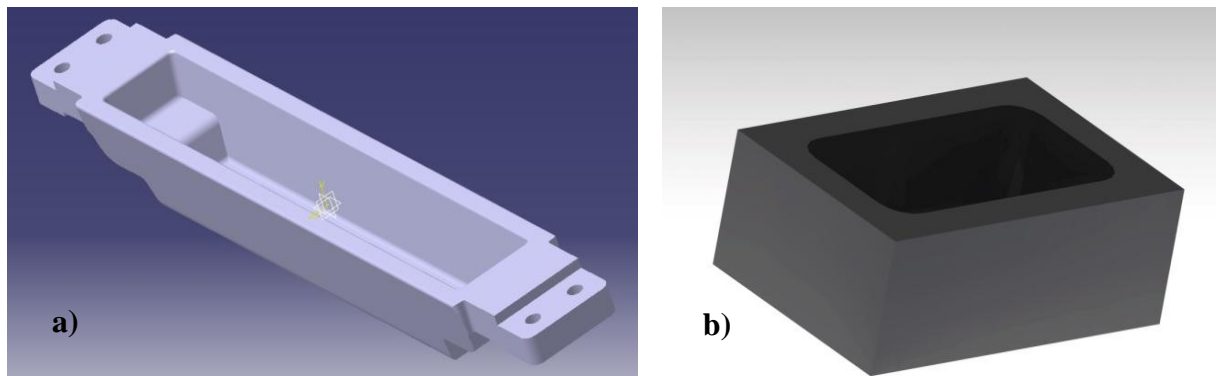


Figura 30 - Representação dos modelos 3D da a) lingoteira e b) das amostras utilizadas nos ensaios de fadiga térmica.

4.2. Discretização do modelo

Após obtenção dos modelos 3D, procedeu-se à sua discretização através da definição de uma malha tetraédrica (figura 31) contendo 11440 elementos / 19757 nós, no caso da lingoteira e 7495 elementos / 12543 nós, no caso da caixa.

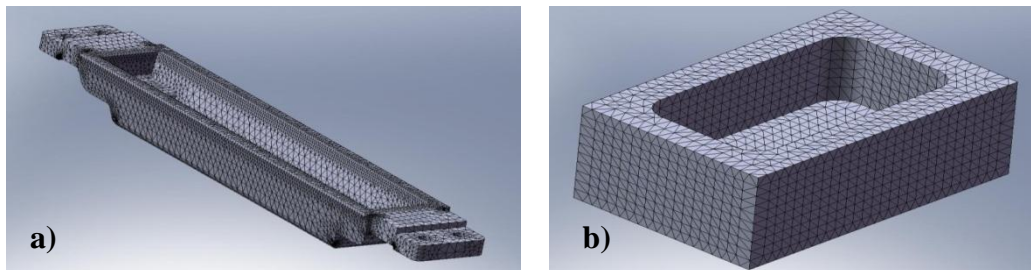


Figura 31 – Modelos 3D após discretização da a) lingoteira e b) das amostras utilizadas nos ensaios de fadiga térmica.

4.2. Condições fronteira

As condições fronteira aplicadas em ambos os modelos foram as seguintes:

- Lingoteira: no processo industrial, as lingoteiras são fixas em pelo menos uma extremidade à cadeia de produção. Esta condição foi imposta através de uma restrição ao movimento do modelo numa das extremidades (figura 32).

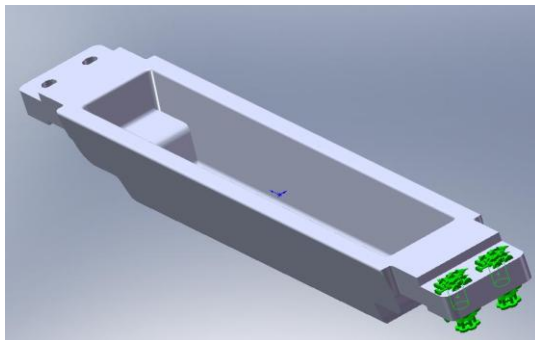


Figura 32 - Restrições impostas à lingoteira nos cálculos pelo MEF.

Como condições iniciais para os cálculos na etapa de aquecimento, considerou-se que a temperatura da parede interior e exterior da lingoteira eram, respetivamente, 660 °C (temperatura do alumínio líquido) e 25 °C. Admitiu-se também que o calor transferido do alumínio líquido para a lingoteira e da lingoteira para o ar ocorria por convecção com coeficientes de transferência de calor (h) iguais a 60000 W/m²K e 5 W/m².K, respetivamente. No arrefecimento, considerou-se que a temperatura da água de refrigeração era de 25 °C e que o coeficiente de transferência de calor por convecção da lingoteira para a água era igual a 6000 W/m²K. Na figura 33 são apresentadas as superfícies da lingoteira consideradas na transferência de calor por convecção.

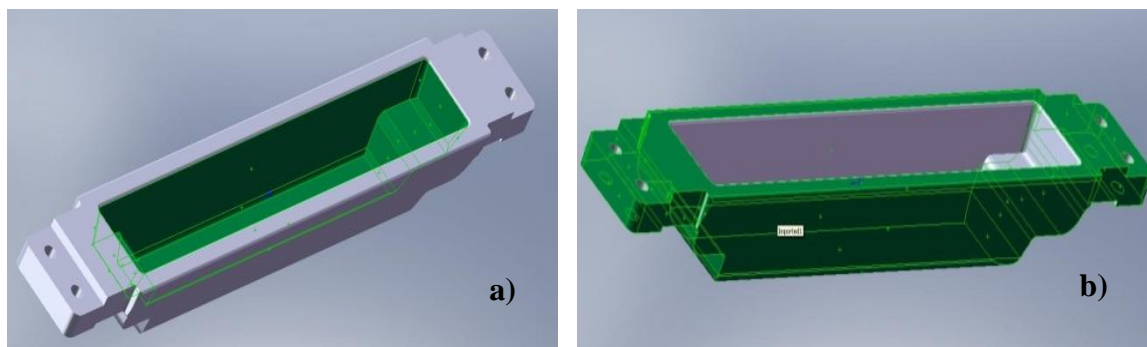


Figura 33 - a) Representação das faces da lingoteira envolvidas na transferência de calor por convecção a) faces internas e b) faces externas.

- Amostra utilizada nos ensaios de fadiga térmica: nestes cálculos foram utilizadas as mesmas condições fronteira definidas para a lingoteira, tendo em consideração que a face em contacto com o alumínio foi a face externa da caixa. Dado que as amostras utilizadas nos ensaios de fadiga térmica foram previamente seladas por uma tampa metálica, em todas as simulações foram consideradas as restrições impostas pela presença desta peça.

4.3 Propriedades do material

Nos cálculos efetuados pelo MEF admitiu-se que o material (aço WC6) apresentava as propriedades reunidas na tabela seguinte:

Tabela 9 - Propriedades mecânicas presentes na base de dados do programa de simulação para um aço de vazamento genérico (valores obtidos de tabelas internas do programa Solidwoks).

| Propriedade | Valor |
|------------------------------------|--|
| Módulo de Elasticidade | 200 GPa |
| Coeficiente de Poisson | 0,35 |
| Módulo de elasticidade transversal | 76 GPa |
| Densidade | 7800 kg/m ³ |
| Tensão de rotura | 483 MPa |
| Tensão de cedência | 248 MPa |
| Coeficiente de expansão térmica | 1,2 x 10 ⁻⁵ K ⁻¹ |
| Condutividade térmica | 30 W/m.K |
| Calor específico | 500 J/kg.K |

4.4. Simulação

Depois das condições fronteira e das propriedades do material serem definidas, procedeu-se ao cálculo da variação da temperatura e das tensões térmicas desenvolvidas em cada ponto da lingoteira e das amostras. Estes cálculos foram realizados considerando o regime transiente e um incremento de tempo igual a 0,5 s (sendo o primeiro resultado obtido para o instante 0,5 s) até 120 s (240 s por ciclo térmico).

4.5. Análise

Após a conclusão da simulação, procedeu-se à análise dos resultados obtidos. As tensões calculadas foram expressas na forma de valores equivalentes segundo von Mises.

IV. Resultados e Discussão

1. Material inicial

1.1. Aço bruto de vazamento

Na figura 34 é apresentada a imagem obtida por MO numa amostra de aço bruto de vazamento (lingoteira não tratada termicamente), onde se pode identificar a microestrutura dendrítica, típica de aços vazados. O valor médio de dureza obtido a partir de medidas em diferentes pontos da amostra foi 262 ± 20 HV.

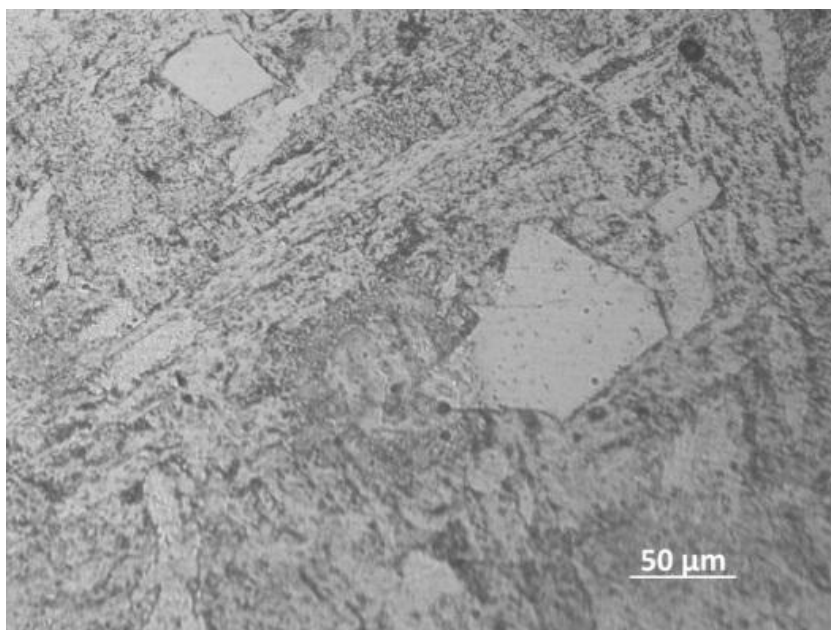


Figura 34 - Imagem obtida por MO da microestrutura do aço bruto de vazamento.

1.2. Material após tratamento térmico T0

Na figura 35 é apresentada a curva nominal tensão – deformação apresentada pelo aço bruto de vazamento após tratamento térmico realizado pela empresa Duritcast (tratamento térmico T0). O material apresenta um comportamento mecânico típico de um aço carbono hipoeutectoide de baixa liga. A tensão de limite de elasticidade, de 327 ± 3 MPa, é um pouco superior ao valor indicado na norma ASTM A217/A217M – 02 (275 MPa) [9]. Pelo contrário a tensão de rotura de 639 ± 3 MPa é compatível com a gama de valores tabelados (tabela 5).

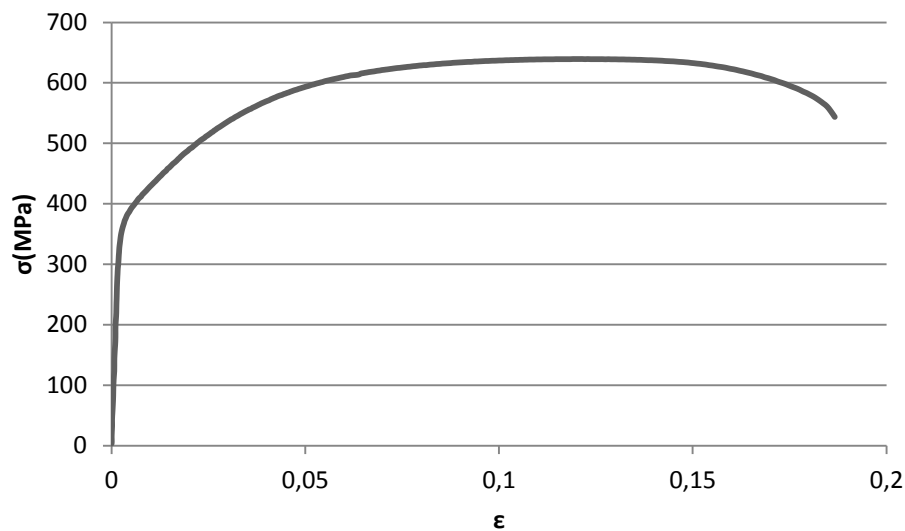


Figura 35 - Curva tensão nominal - deformação nominal apresentada pelo aço WC6 após tratamento térmico T0.

A dureza apresentada pelo aço é de 190 ± 13 HV. Este valor é inferior ao apresentado pelo aço bruto de vazamento, podendo esta diferença ser justificada com base nas alterações microestruturais observadas. Com efeito, as observações por MO realizadas no material após tratamento térmico (figura 36) permitirão verificar a presença de uma microestrutura mais heterogênea, constituída por ferrite (áreas claras) e perlite (áreas escuras).

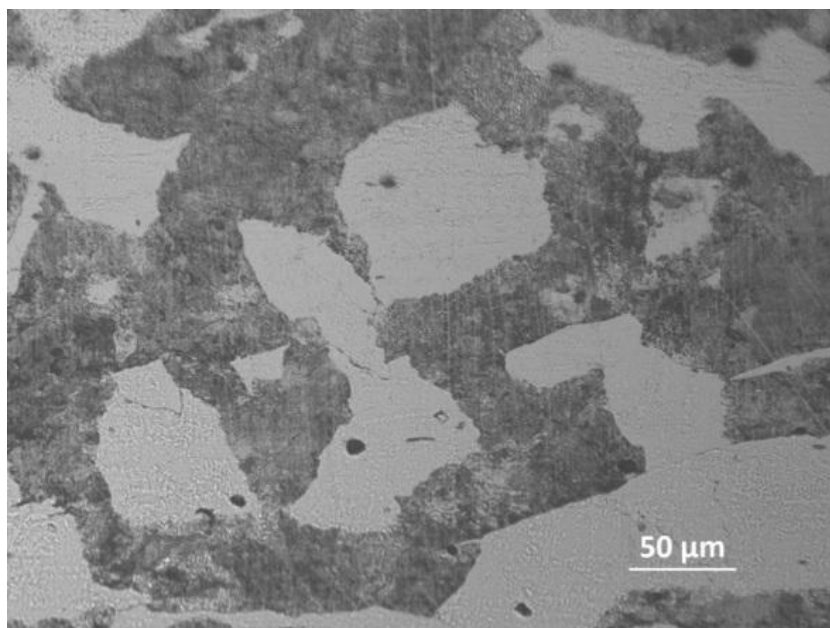


Figura 36 - Imagem obtida por MO da microestrutura do material após tratamento térmico T0.

1.3. Material após tratamento térmico T1

A curva tensão nominal - extensão nominal do material após tratamento térmico T1 (figura 37) é, caracterizada por valores de tensão limite de elasticidade e de rotura iguais a 470 ± 7 MPa e 678 ± 3 MPa, respetivamente. Para efeitos comparativos é apresentada na figura, também, a curva do material após tratamento térmico T0. Estes ensaios mostram que os tratamentos térmicos T0 e T1 conduzem a comportamentos mecânicos relativamente semelhantes. Isto significa que o tratamento térmico T1 pode, em primeira aproximação, ser utilizado a nível laboratorial para substituir o tratamento térmico T0, realizado pela empresa nas lingoteiras. Esta conclusão é reforçada pela semelhança dos valores globais de dureza registados após ambos os tratamentos térmicos (190 ± 13 HV, para T0, e 198 ± 12 HV, para T1). É de referir que este último valor é o resultado de uma média de medidas realizadas em diferentes pontos ao longo da espessura da amostra.

Como se pode observar (figura 38), o material apresenta uma diminuição de dureza próxima das faces. Isto pode ser justificado por uma possível descarburização do aço devido utilização de uma atmosfera não controlada (atmosfera ar) durante os tratamentos térmicos realizados. Esta hipótese é confirmada pelas observações microestruturais realizadas em diferentes pontos do perfil da amostra (figura 39) que mostram uma diminuição progressiva da quantidade de perlite próximo de ambas as superfícies da amostra. No entanto, esta camada de depleção de carbono restringe-se a uma profundidade de, 200 – 300 μ m das superfícies, sendo a microestrutura característica do interior da amostra apresentada na figura 40. Como era esperado, a microestrutura após T1 é semelhante à obtida após T0 (figura 36). No entanto, a amostra após T1 apresenta um tamanho de grão de ferrite inferior e perlite mais finamente dispersa, o que justifica o aumento de dureza registado nesta amostra.

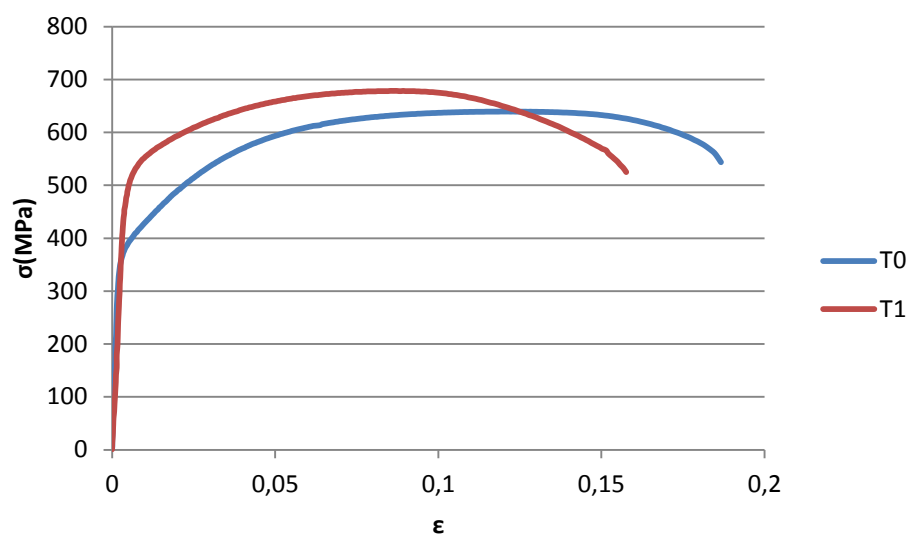


Figura 37 - Curva tensão nominal - extensão nominal do aço WC6 após tratamento T1. Para efeitos comparativos a curva após tratamento térmico T0 é também apresentada.

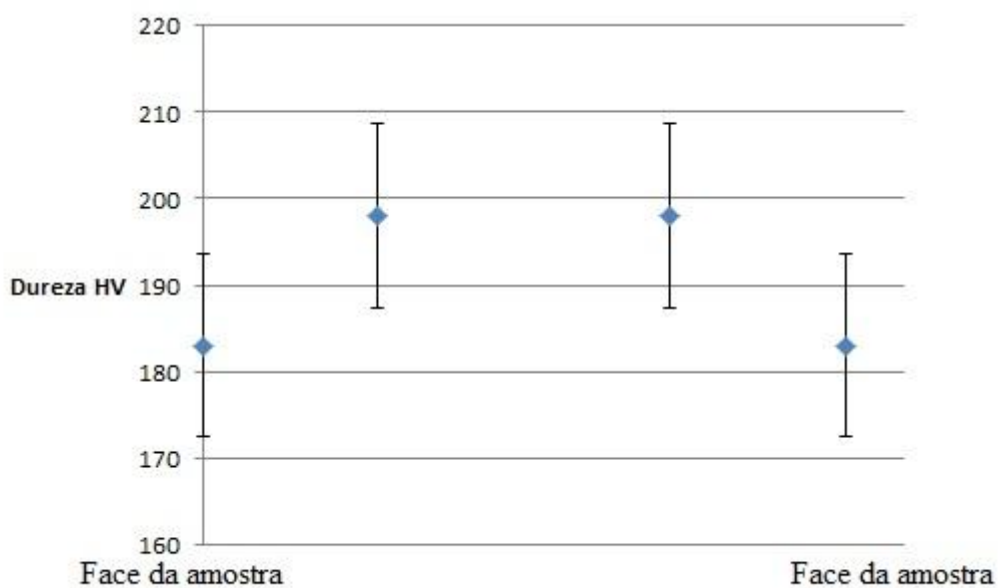


Figura 38 - Perfil de durezas ao longo da secção da amostra após tratamento térmico T1.

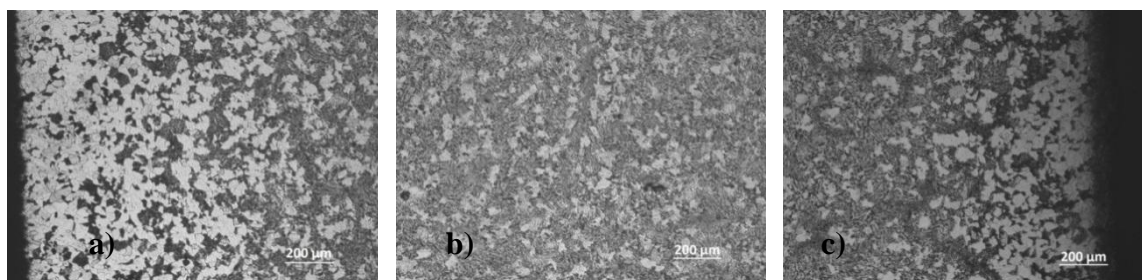


Figura 39 - Imagens obtidas por MO da microestrutura do material em diferentes pontos da secção da amostra após tratamento térmico T1. a) e c) Faces externas; b) interior da amostra.

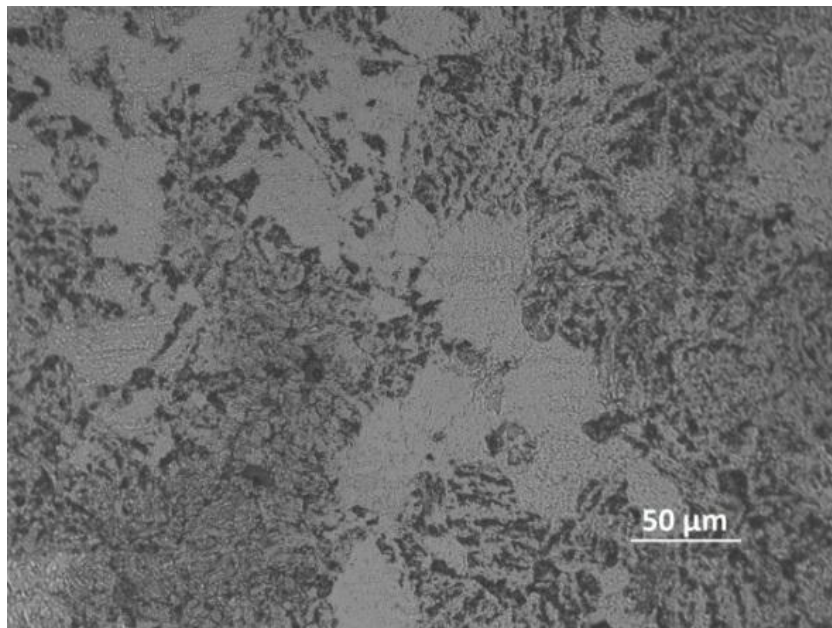


Figura 40 - Imagem obtida por MO da microestrutura do material após tratamento térmico T1.

1. Efeito dos ciclos térmicos

2.1. Simulação pelo método dos elementos finitos

2.1.1. Lingoteira

Na figura 41 é apresentado o modelo 3D da lingoteira. Na figura são identificadas as faces interna e externa em contacto com, respetivamente, o alumínio fundido e a água de arrefecimento durante a operação de lingotamento.

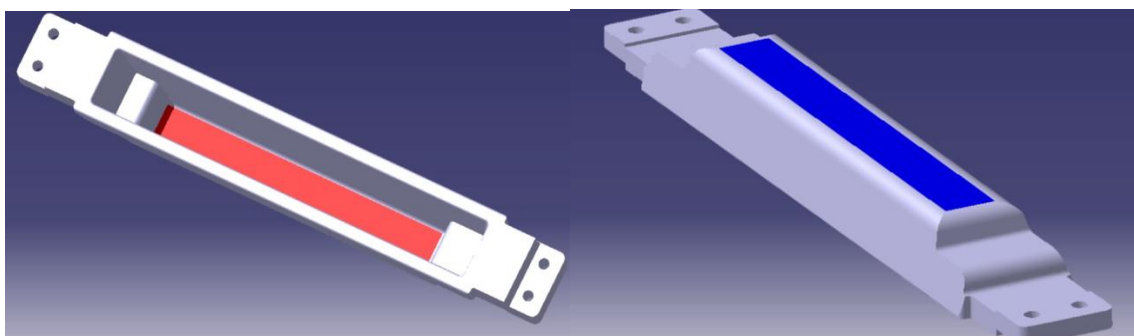


Figura 41 - Modelo 3D da lingoteira. Face interna a vermelho e face externa a azul.

Com o objetivo de analisar as tensões desenvolvidas durante os ciclos térmicos a que as lingoteiras estão sujeitas em serviço, foram realizados cálculos pelo método dos elementos finitos, tendo como base o modelo 3D apresentado na figura anterior. Para simplificar a análise, este estudo foi dividido em duas etapas distintas: a etapa de aquecimento, correspondendo ao momento desde o contacto do fundido de alumínio com a face interna da lingoteira, aquecimento progressivo até à uniformização da temperatura da peça; e a etapa de arrefecimento, correspondendo ao contacto do fluido de arrefecimento com a superfície externa da lingoteira e diminuição progressiva da temperatura até à sua uniformização.

2.1.1.1. Comportamento na etapa de aquecimento

Nas figuras 42 e 43 são apresentadas as evoluções da temperatura em ambas as faces da lingoteira com o tempo após o contacto com o alumínio fundido. Como era esperado, ambas as figuras mostram um aumento da temperatura da peça com o tempo, sendo esta variação mais acentuada para a face interna da peça. Após 120 s, ambas as faces apresentam temperaturas semelhantes ($\approx 660^\circ\text{C}$, temperatura do fundido) o que traduz a situação de equilíbrio térmico. Uma consequência direta da diferença de temperatura entre as duas faces em cada instante do processo até à uniformização térmica é o desenvolvimento de tensões na peça. Com efeito, a análise das figuras 44 a 46 mostra que ocorre uma evolução do valor de tensão em cada ponto da lingoteira com a sua localização e tempo de aquecimento. Para ambas as faces, observa-se um aumento muito acentuado da tensão nos instantes iniciais, seguido de uma redução progressiva até um valor quase nulo ao fim de 120 s. Nesta etapa o valor máximo absoluto ocorre após 2 s (tensões compressivas na face interna) e 6 s (tensões trativas na face externa), que ultrapassa a tensão limite de elasticidade 275 MPa do aço WC6 (tabela 5). Isto sugere que as tensões térmicas desenvolvidas durante o aquecimento são suficientemente elevadas para provocarem a deformação plástica da lingoteira. Tendo em conta as imagens nas figuras 45 e 47, esta deformação plástica será mais intensa nos locais da face interna com curvatura (identificados na figura 45) e, em menor amplitude, em toda a face externa. Entre as duas superfícies desenvolvem-se um gradiente de tensões (figura 48).

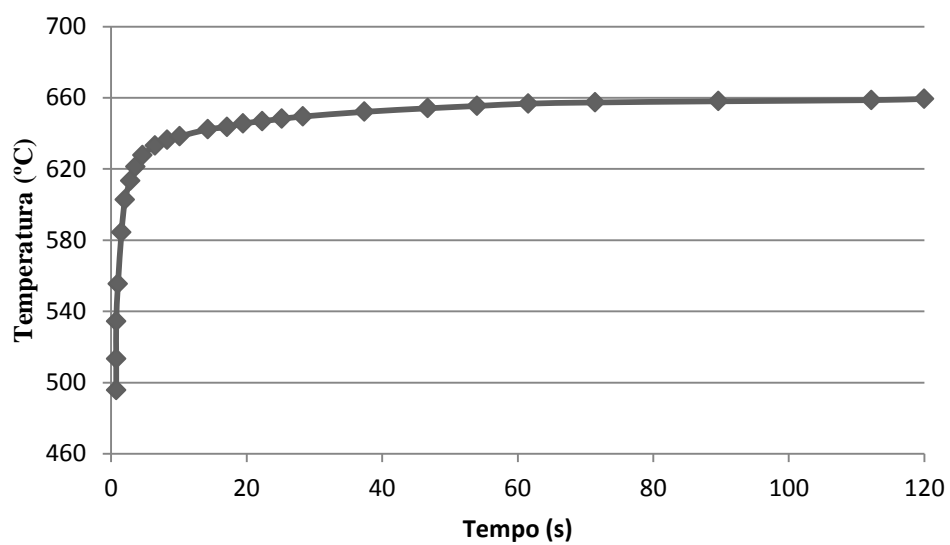


Figura 42 - Evolução da temperatura da face interna da lingoteira com o tempo de aquecimento, prevista pelo MEF.

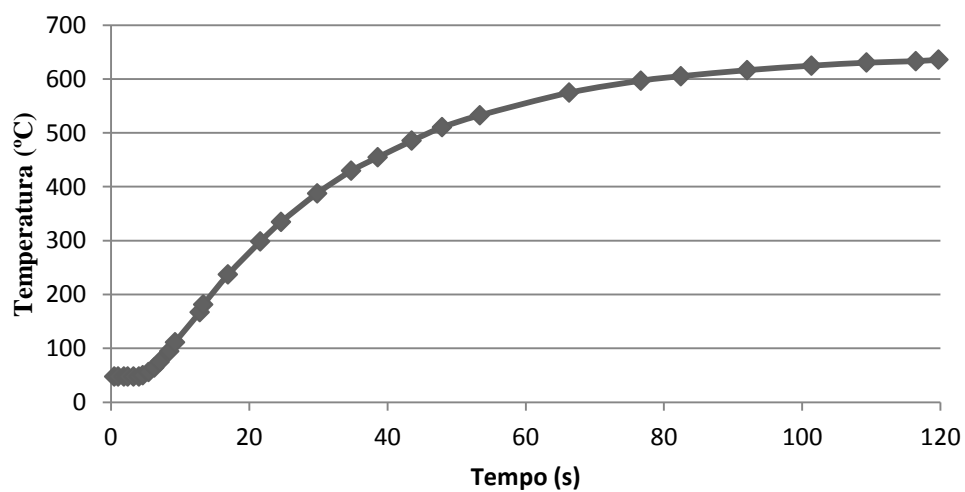


Figura 43 - Evolução da temperatura da face externa da lingoteira com o tempo de aquecimento, prevista pelo MEF.

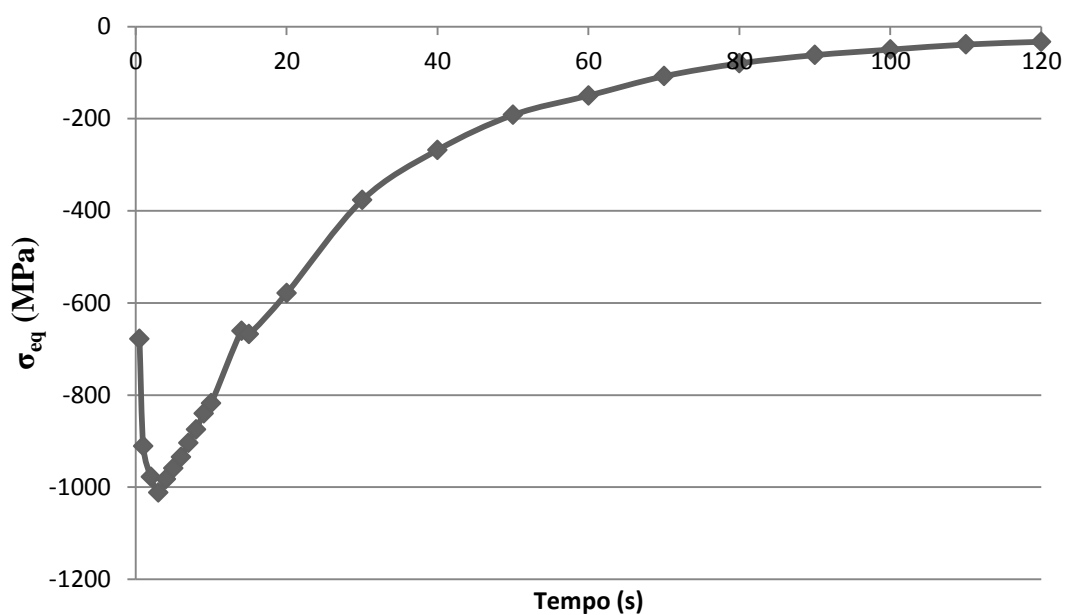


Figura 44 - Evolução do valor médio da tensão térmica com o tempo de aquecimento, previsto pelo MEF para a face interna da lingoteira. As tensões compressivas e trativas são representadas por valores negativos e positivos, respetivamente.

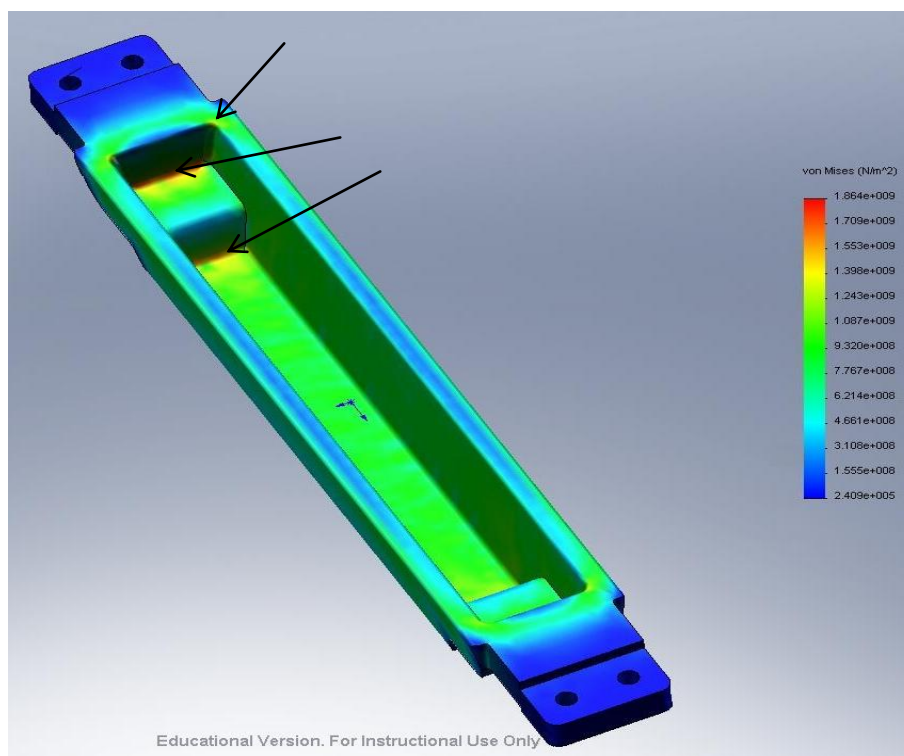


Figura 45 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a face interna da lingoteira após 2 s de aquecimento. As setas identificam alguns locais da lingoteira que desenvolvem tensões de maior amplitude.

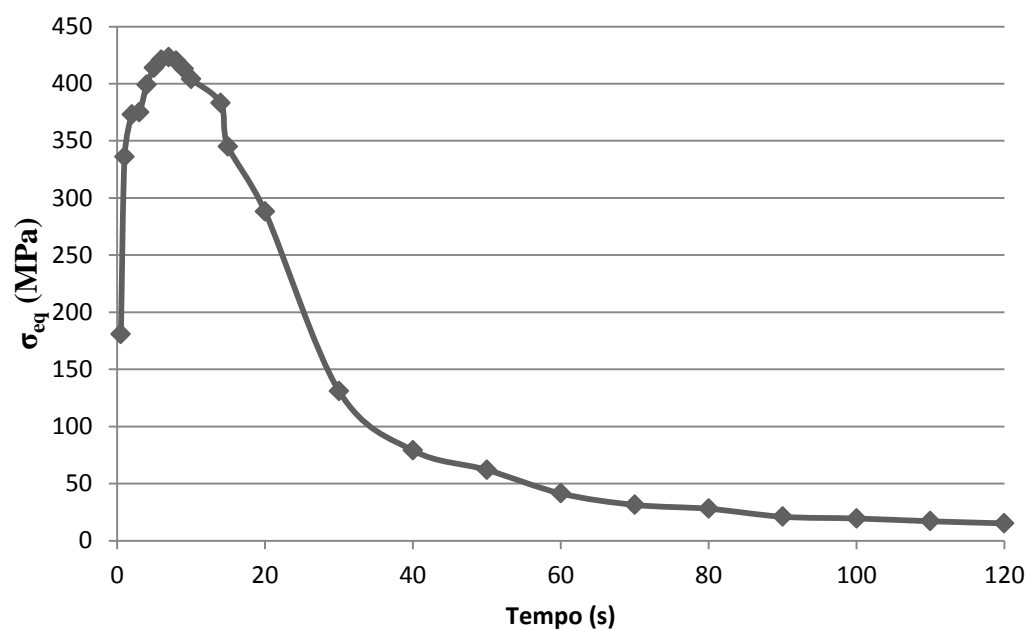


Figura 46 - Evolução do valor médio da tensão térmica com o tempo de aquecimento, previsto pelo MEF para a face externa da lingoteira. Tensões compressivas e trativas são representadas por valores negativos e positivos, respetivamente.

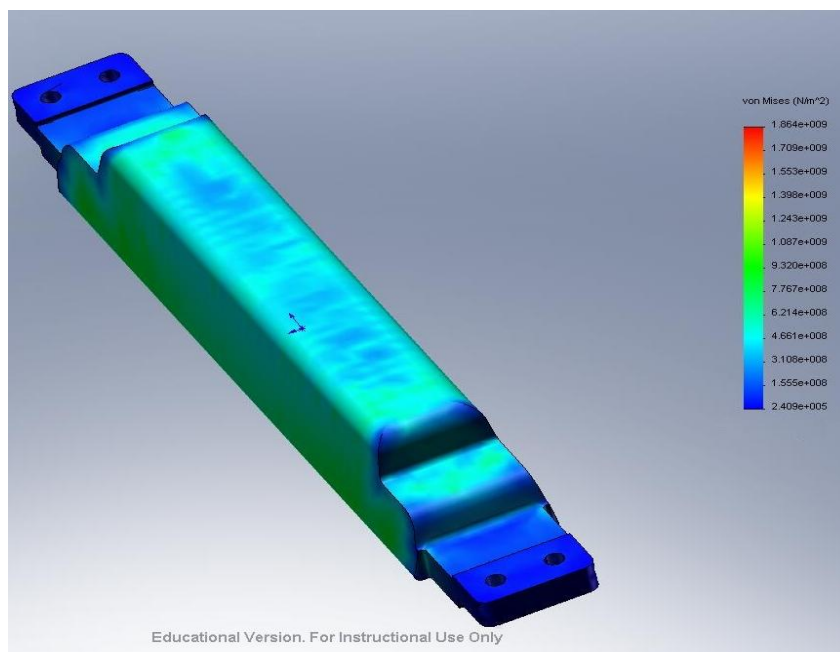


Figura 47 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a face externa da lingoteira após 6 s de aquecimento.

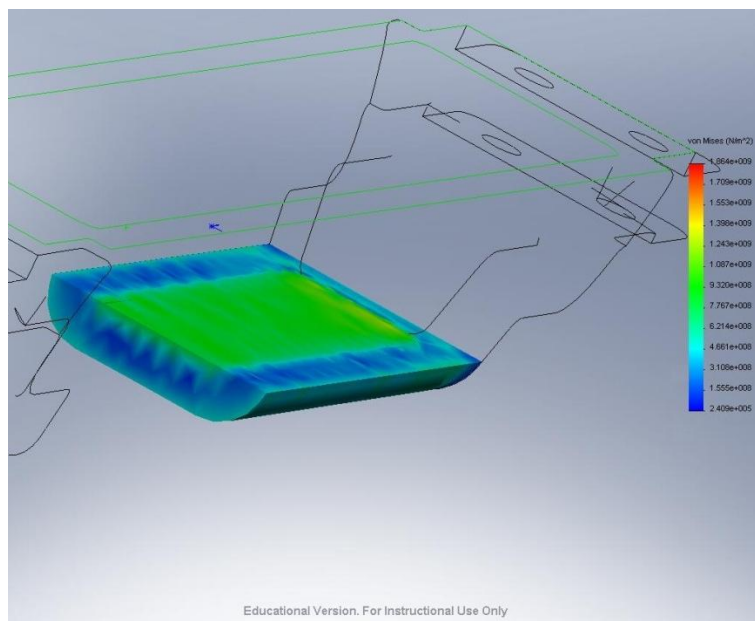


Figura 48 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a secção da lingoteira após 2 s de aquecimento.

É importante referir que a ferramenta numérica utilizada nos cálculos anteriores (*Solidworks*) considera que a deformação do material é puramente elástica. Nestas condições, a tensão prevista pelo modelo (σ'') para um dado valor de deformação (ϵ') será bastante superior ao efetivamente experimentado (σ') pelo material se for considerado também a sua deformação plástica (figura 49).

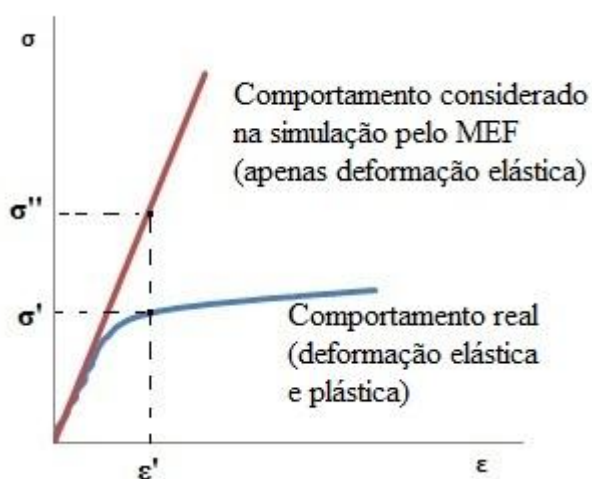


Figura 49 - Valores de tensão, para um dado valor de deformação (ϵ') se o comportamento mecânico do material incluir (σ') ou não (σ'') o regime de deformação plástica.

2.1.1.2. Comportamento na etapa de arrefecimento

A evolução da temperatura na face interna e externa durante a etapa de arrefecimento é apresentada nas figuras 50 e 51, respetivamente. A comparação dos resultados permite verificar que ocorre um arrefecimento mais rápido da face externa do que da face interna da lingoteira. O gradiente de temperatura entre as duas faces traduz-se em tensões térmicas (trativas na face externa e compressivas na face interna), cuja distribuição espacial e evolução com o tempo é apresentada na figura 52 a 55. O andamento das curvas tensão – tempo (figuras 52 e 54) é semelhante ao previsto para o aquecimento, sendo os valores máximos absolutos suficientemente elevados para, também, provocarem a deformação plástica da lingoteira. A diminuição dos valores máximos absolutos da tensão em ambas as faces, relativamente aos valores calculados durante a etapa de aquecimento, podem ser justificados por constrangimentos de natureza geométrica que condicionam a deformação da peça e consequentemente, contribuem para o estado de tensão desenvolvido durante o aquecimento e o arrefecimento. Para comprovar esta hipótese realizaram-se cálculos adicionais, utilizando como modelo uma chapa plana e as mesmas condições fronteira impostas à lingoteira. Os resultados obtidos (figuras 56 e 57) mostram que, neste caso, os valores absolutos de tensão gerada em ambas as faces são iguais e, consequentemente, que as diferenças registadas para a lingoteira se devem a constrangimentos devido à sua geometria.

Relativamente à distribuição espacial das tensões obtiveram-se resultados semelhantes no aquecimento e no arrefecimento, sendo os locais da face interna com curvatura onde se verificam os maiores valores absolutos.

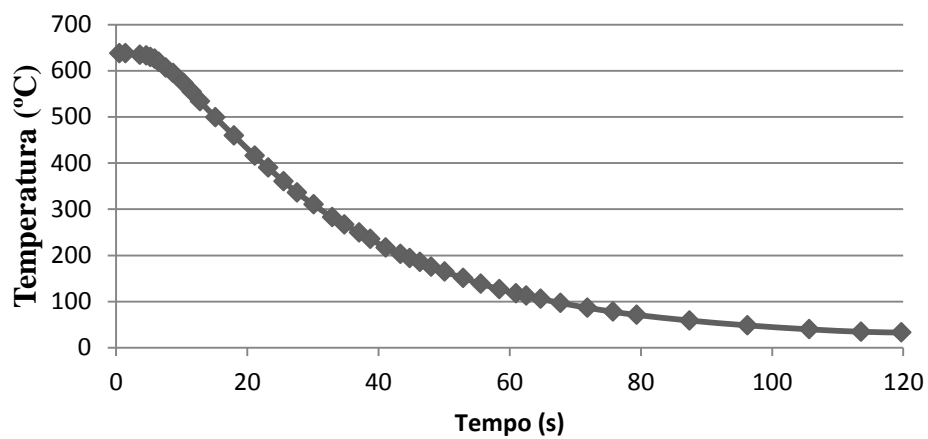


Figura 50 - Evolução da temperatura da face interna da lingoteira com o tempo de arrefecimento, prevista pelo MEF.

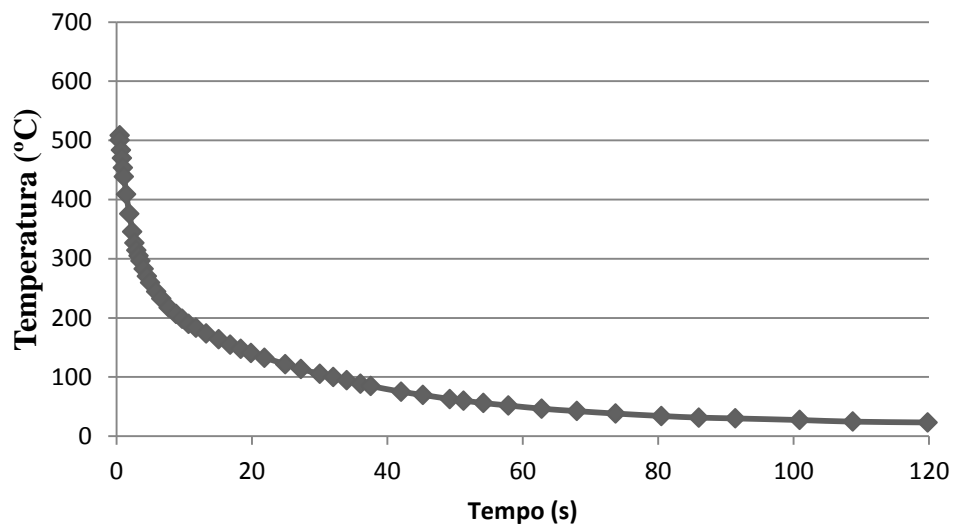


Figura 51 - Evolução da temperatura da face externa da lingoteira com o tempo de arrefecimento, prevista pelo MEF.

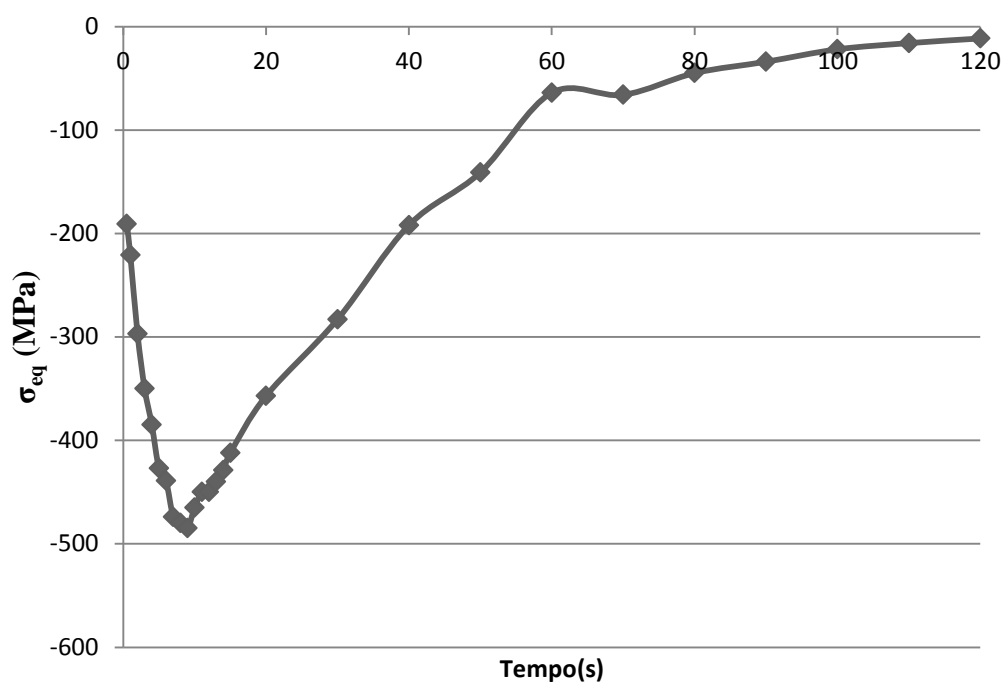


Figura 52 - Evolução do valor médio da tensão térmica com o tempo de arrefecimento, previsto pelo MEF para a face interna da lingoteira. As tensões compressivas e trativas são representadas por valores negativos e positivos, respetivamente.

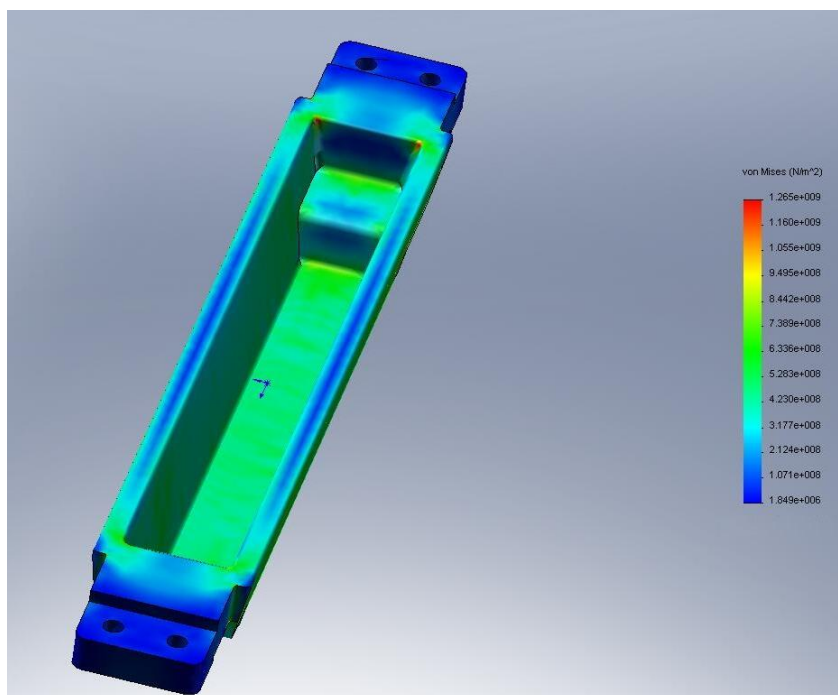


Figura 53 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a face interna da lingoteira após 8 s de arrefecimento.

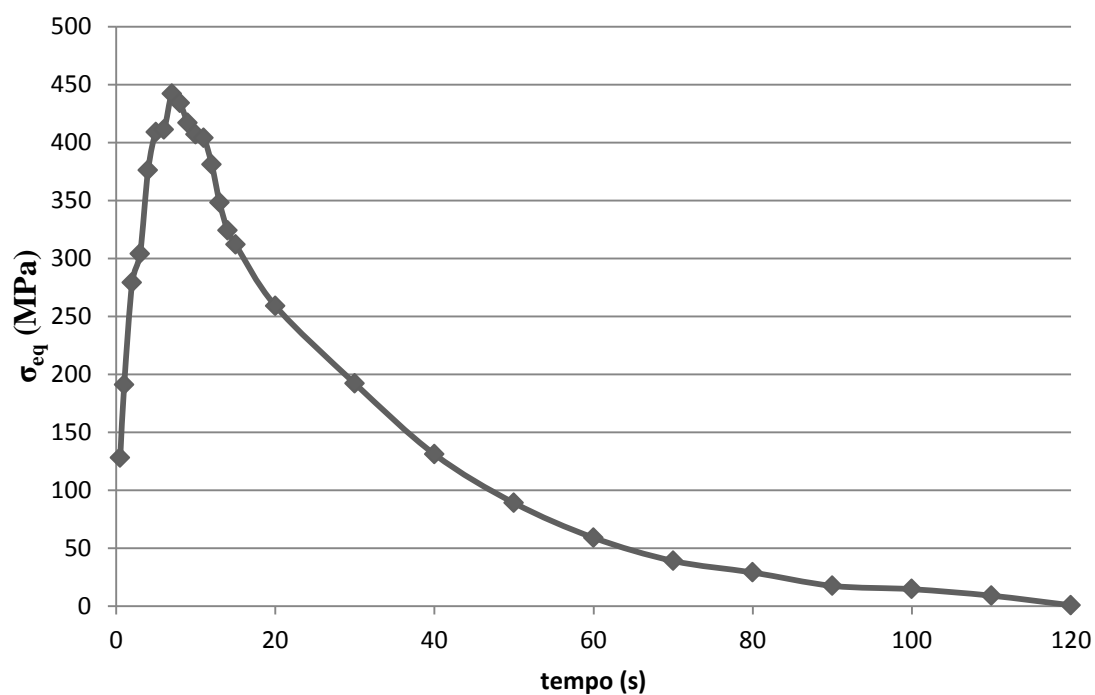


Figura 54 - Evolução do valor médio da tensão térmica com o tempo de arrefecimento, previsto pelo MEF para a face externa da lingoteira. Tensões compressivas e trativas são representadas por valores negativos e positivos, respetivamente.

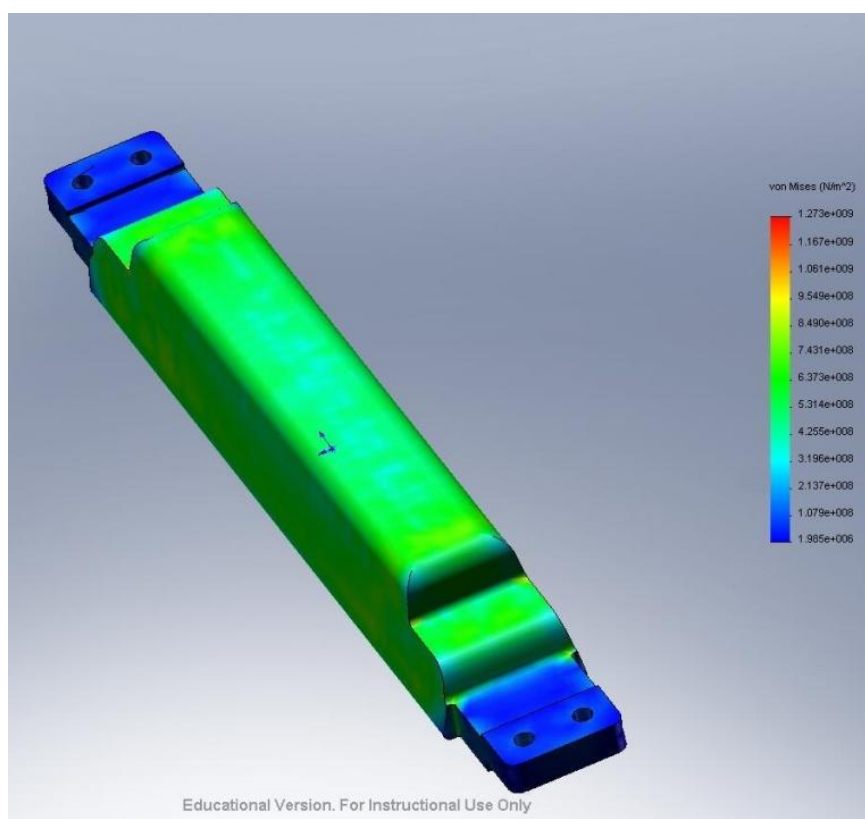


Figura 55 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a face externa da lingoteira após 7 s de arrefecimento.

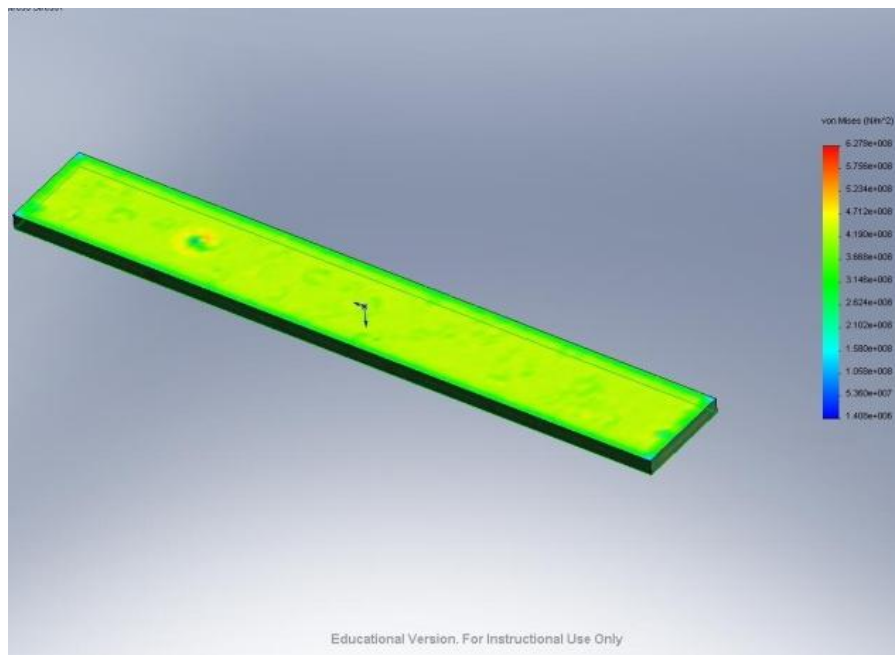


Figura 56 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo método dos elementos finitos para uma chapa após 5 s de aquecimento.

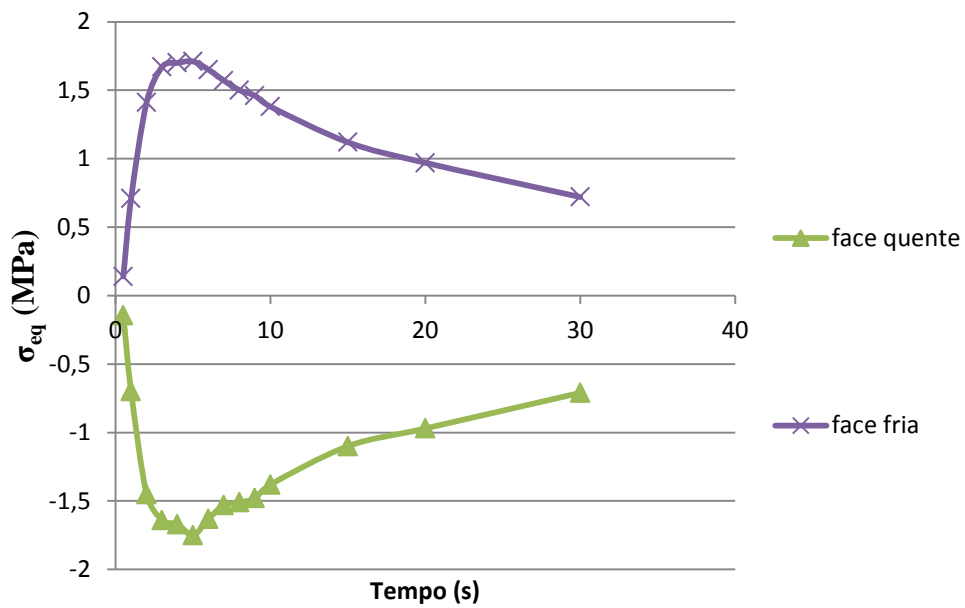


Figura 57 – Evolução do valor médio de tensão com o tempo de arrefecimento previsto pelo MEF em ambas as faces de uma chapa.

2.1.2 Amostra de ensaio de fadiga térmica

Na figura 58 é apresentado o modelo 3D das amostras utilizadas nos ensaios de fadiga térmica. De forma semelhante ao anteriormente definido para a lingoteira, a análise pelo MEF do comportamento destas amostras durante os ciclos térmicos foi dividida em duas etapas: a etapa de aquecimento e a etapa de arrefecimento. De lembrar que a face que contacta com o alumínio é, agora, a face externa e a face que sofre o arrefecimento pela água é a face interna.

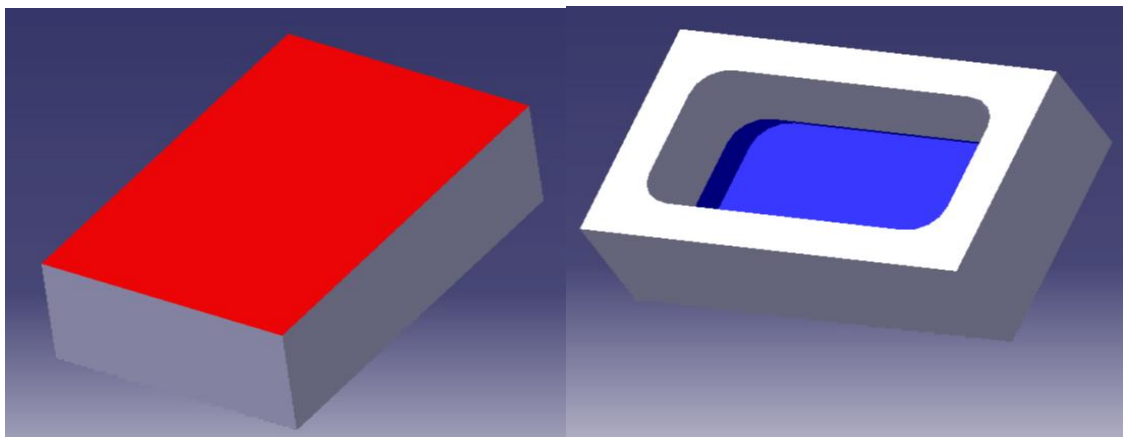


Figura 58 - Modelo 3D das amostras utilizadas nos ensaios de fadiga térmica. Face externa a vermelho e face interna a azul.

2.1.2.1. Comportamento na etapa de aquecimento

As figuras 59 e 60 representam a evolução da temperatura com o tempo de aquecimento prevista para a face externa e interna das amostras, respetivamente. Estes resultados são semelhantes aos obtidos para a lingoteira, sendo as diferenças observadas devido à geometria e dimensões distintas. Também, a tensão média da face externa (figura 61) evolui com o tempo de forma semelhante à observada na face interna da lingoteira (figura 44). No entanto, a evolução da tensão na face externa da amostra (figura 63) apresenta um comportamento diferente, caracterizado por uma oscilação no período inicial de aquecimento. Este fenómeno pode ser atribuído às restrições geométricas impostas pelas paredes da caixa à livre deformação da sua base, como comprovam os resultados das simulações realizadas para a chapa plana (figuras 56 e 57).

Relativamente aos valores máximos absolutos de tensão em ambas as faces, estes superam a tensão limite de elasticidade (470 MPa) determinada nos ensaios de tração

realizados ao aço após tratamento térmico T1. Isto significa que, à semelhança da lingoteira, as faces da amostra sofrem deformação plástica durante o aquecimento por ação de tensões térmicas (trativas na face interna e compressivas na face externa). Em termos de distribuição espacial, estes valores máximos ocorrem na zona central das faces.

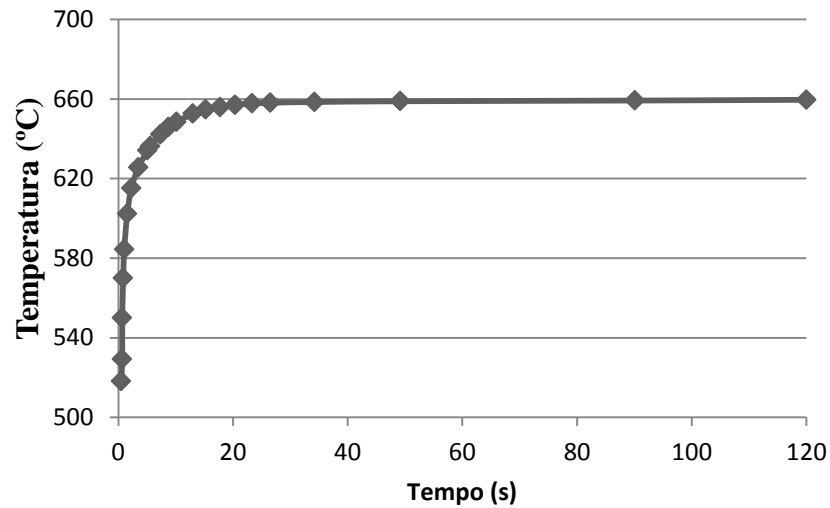


Figura 59 - Evolução da temperatura da face externa da amostra com o tempo de aquecimento, prevista pelo MEF.

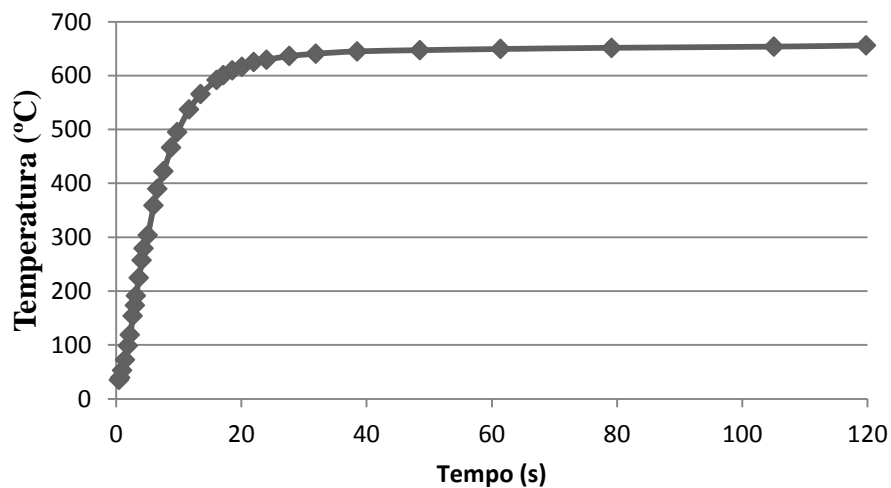


Figura 60 - Evolução da temperatura da face interna da amostra com o tempo de aquecimento, prevista pelo MEF.

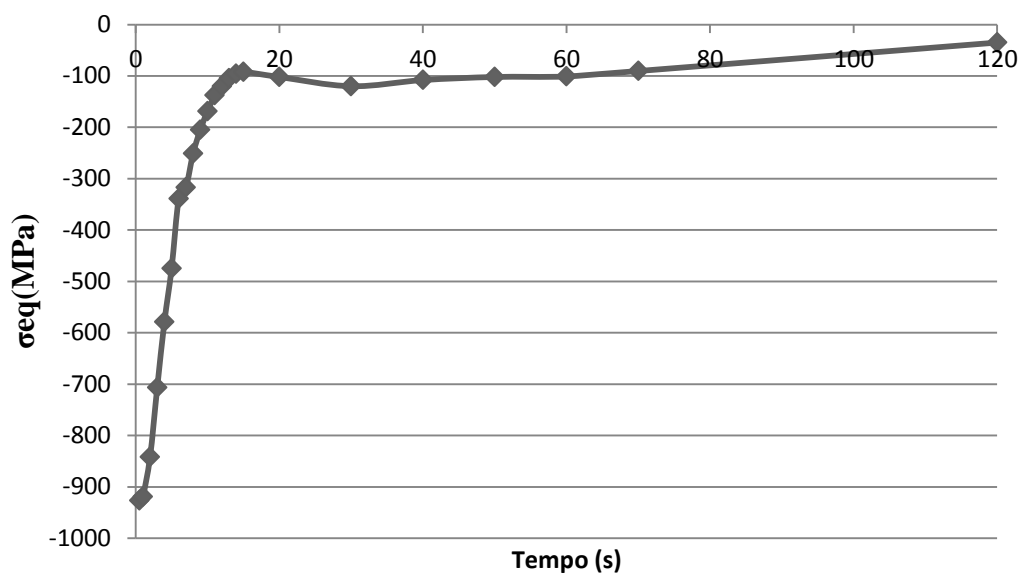


Figura 61 - Evolução do valor médio da tensão térmica com o tempo de aquecimento, previsto pelo MEF para a face externa da caixa. As tensões compressivas e trativas são representadas por valores negativos e positivos, respetivamente.

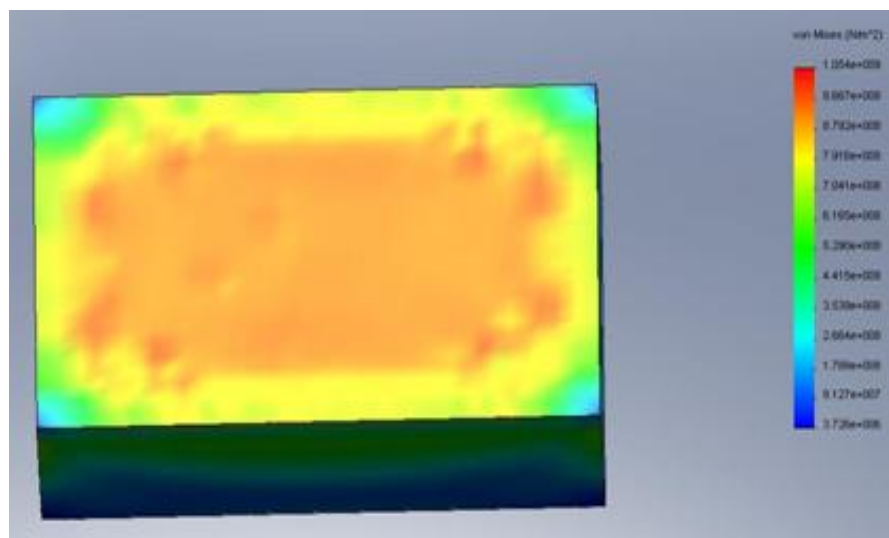


Figura 62 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a face externa da caixa após 0,5 s de aquecimento.

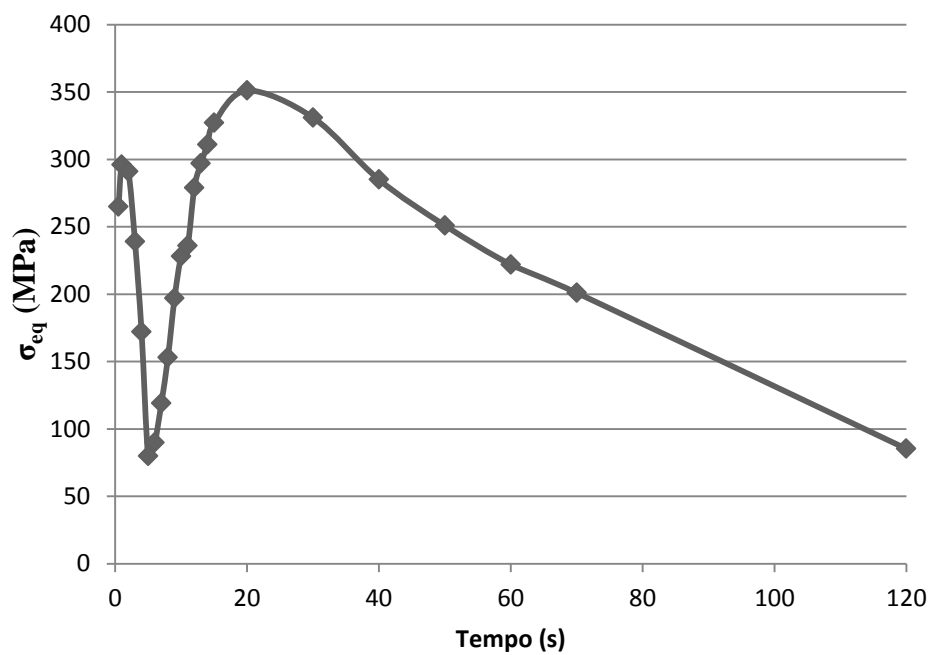


Figura 63 - Evolução do valor médio da tensão térmica com o tempo de aquecimento, previsto pelo MEF para a face interna da caixa. As tensões compressivas e trativas são representadas por valores negativos e positivos, respectivamente.

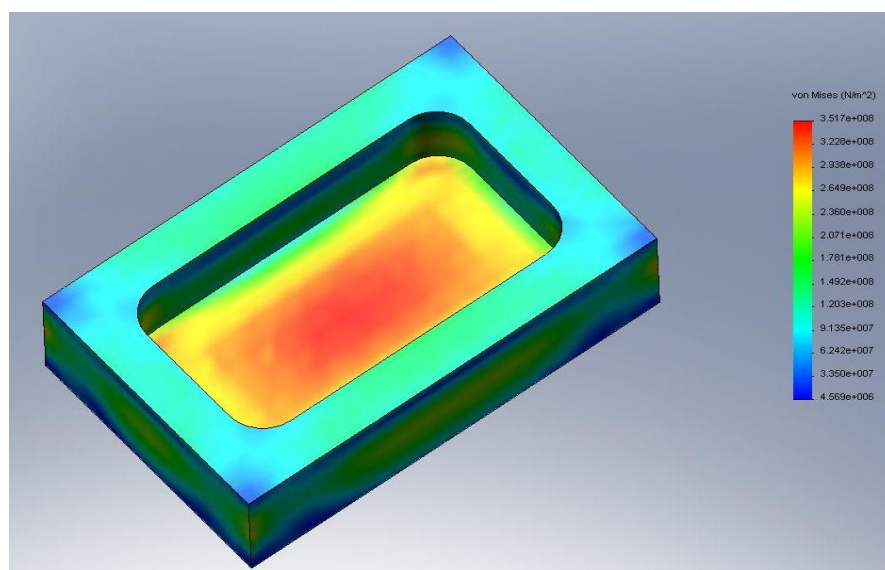


Figura 64 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a face interna da caixa após 20 s de aquecimento.

2.1.2.2. Comportamento no arrefecimento

Os resultados previstos na simulação pelo MEF para a evolução da temperatura e tensão durante o arrefecimento da amostra são apresentados nas figuras 65 a 70. A

principal diferença relativamente aos resultados obtidos para a lingoteira é o reduzido valor absoluto da tensão máxima na face externa. Como se pode verificar na figura 67, a tensão compressiva máxima registada é inferior à tensão limite de elasticidade (470 MPa) pelo que a acomodação da tensão gerada durante o arrefecimento da face externa da amostra deverá ocorrer sem deformação plástica. Esta redução da tensão pode ser justificada pela menor restrição imposta pelas paredes da peça à expansão da face externa. Na realidade este efeito geométrico deverá ocorrer nas amostras e nas lingoteiras, justificando assim um aumento dos valores médios absolutos de tensão na face interna de ambas as peças, tal como preveem os cálculos pelo MEF.

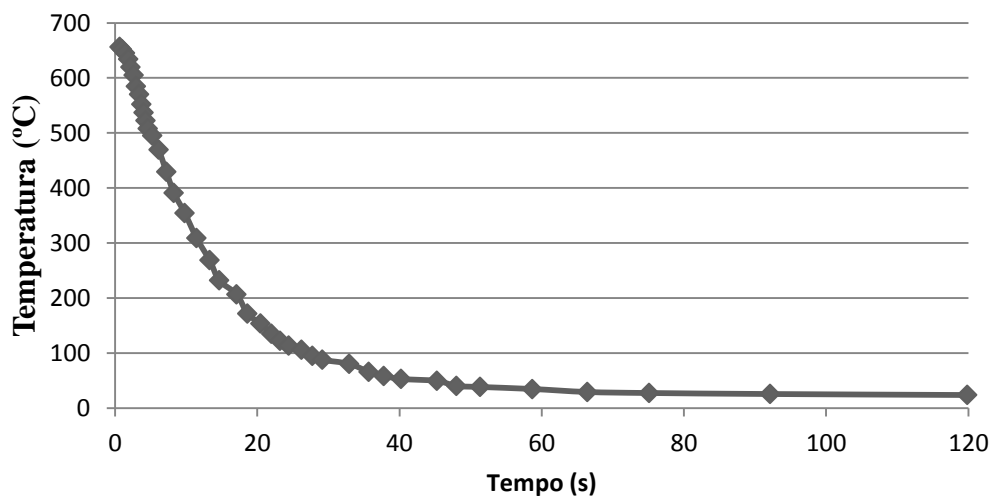


Figura 65 - Evolução da temperatura da face externa da amostra com o tempo de arrefecimento, prevista pelo MEF.

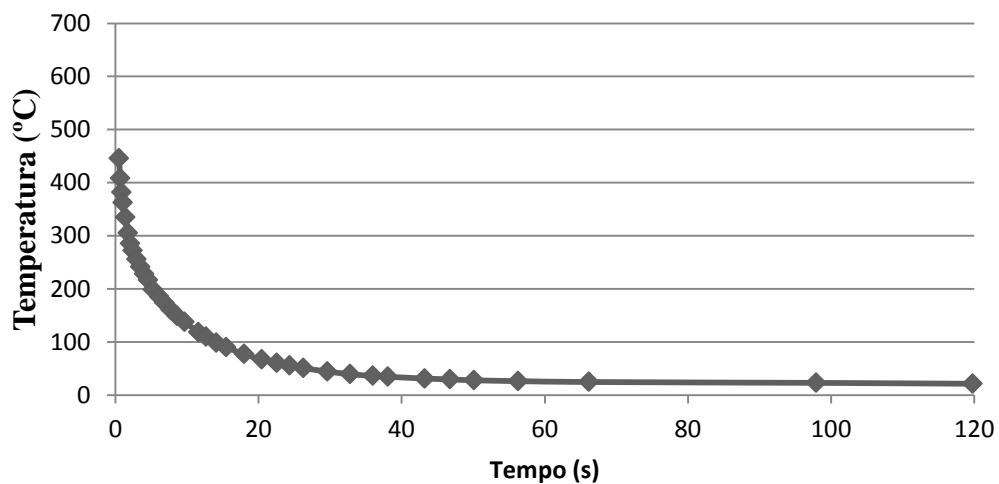


Figura 66 - Evolução da temperatura da face interna da amostra com o tempo de arrefecimento, prevista pelo MEF.

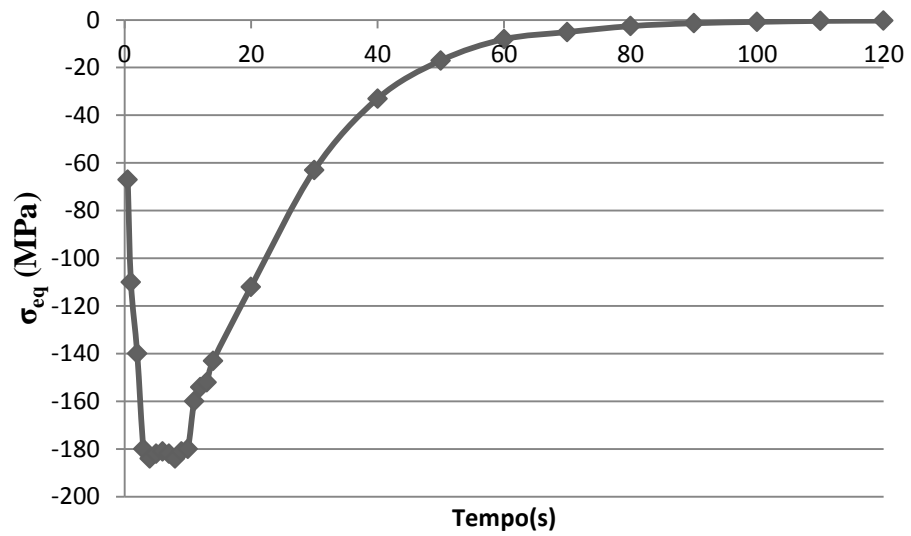


Figura 67 - Evolução do valor médio da tensão térmica com o tempo de arrefecimento, previsto pelo MEF para a face externa da caixa. As tensões compressivas e trativas são representadas por valores negativos e positivos, respetivamente.

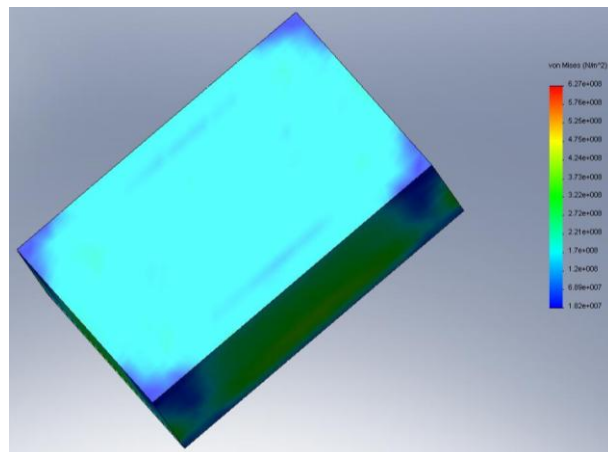


Figura 68 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a face externa da caixa após 4 s de arrefecimento.

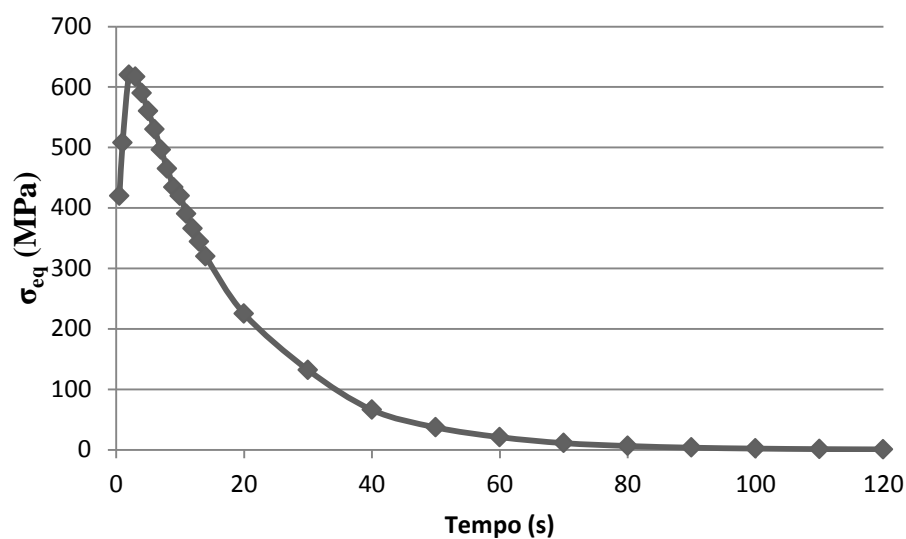


Figura 69 - Evolução do valor médio da tensão térmica com o tempo de arrefecimento, previsto pelo MEF para a face interna da caixa. As tensões compressivas e trativas são representadas por valores negativos e positivos, respetivamente.

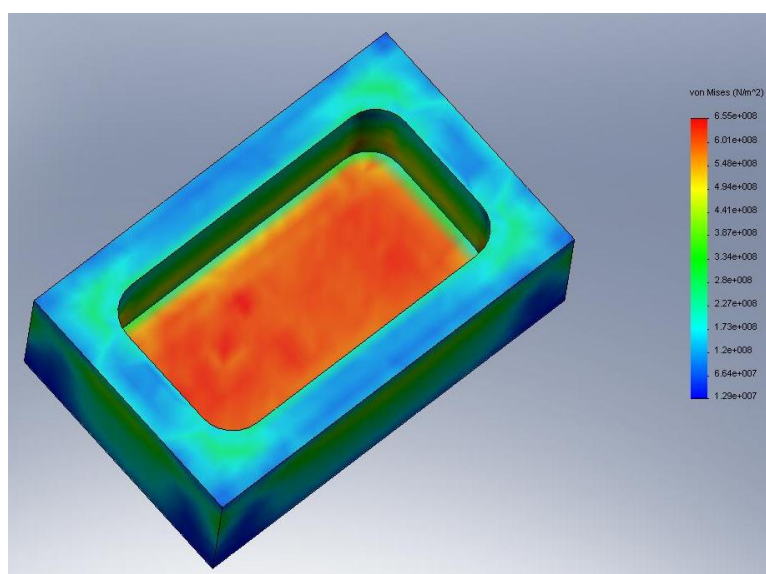


Figura 70 - Distribuição espacial das tensões térmicas, prevista pelo MEF para a face interna da caixa após 0,5 s de arrefecimento.

2.2. Comportamento mecânico e análise microestrutural

Para avaliar o efeito dos ciclos térmicos no comportamento mecânico do aço WC6, procedeu-se à caracterização mecânica e microestrutural de amostras submetidas a ensaios de fadiga térmica após tratamento térmico (T1). A figura 71 reúne as curvas nominais de tensão – deformação exibidas pelas amostras inicial e após 2000 e 5000 ciclos térmicos.

Para as amostras submetidas a fadiga térmica foram ensaiados provetes retirados da face em contacto com o alumínio e com a água. Os valores tensão de limite de elasticidade, módulo de elasticidade, tensão de rotura e deformação uniforme registada em cada ensaio são apresentados na tabela 8, que reúne também os valores médios de dureza.

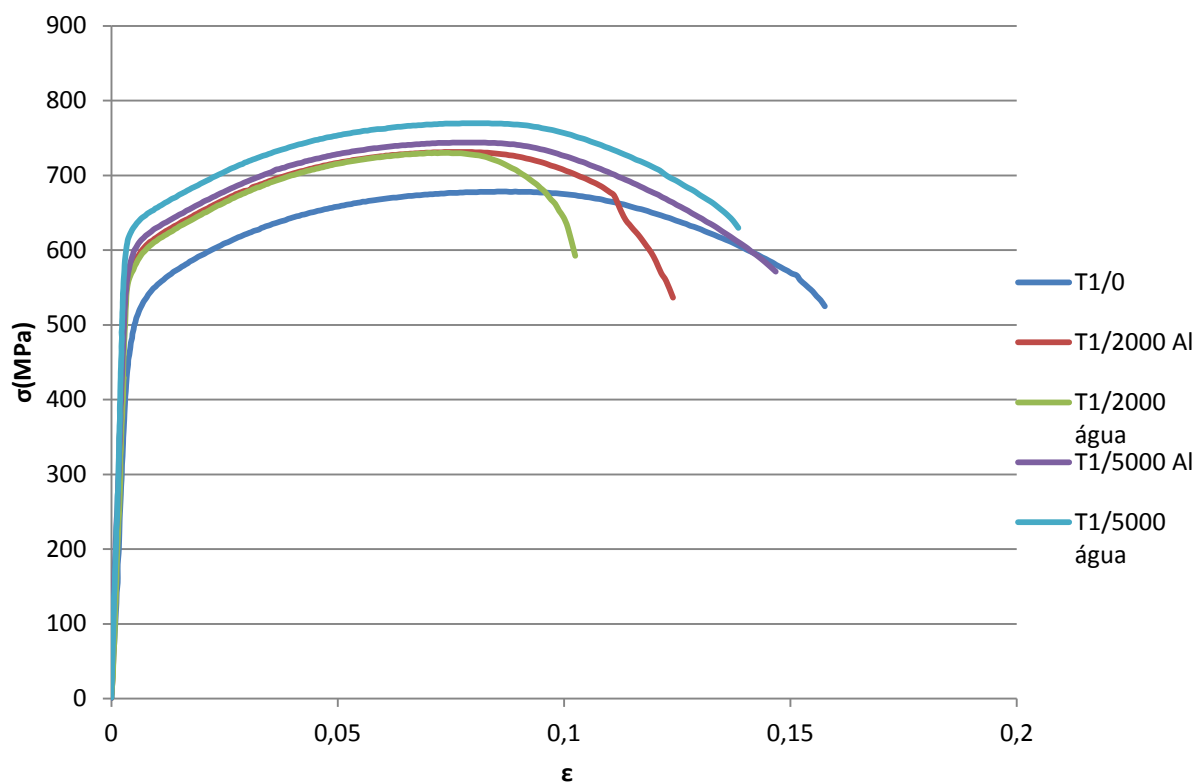


Figura 71 - Curva tensão nominal - extensão nominal do aço após tratamento térmico T1 e 2000 e 5000 ciclos térmicos. Para efeitos comparativos é apresentada a curva após tratamento térmico T1. Na figura também é identificado as faces (alumínio e água) correspondentes aos ensaios.

Tabela 10 - Efeito do número de ciclos e do tratamento térmico nas propriedades mecânicas do material. Valores nominais de tensão e deformação.

| Tratamento | Dureza (HV) | Tensão limite elasticidade (MPa) | | Módulo de elasticidade (GPa) | Tensão de rotura (MPa) | | Deformação uniforme $\times 10^{-2}$ | |
|------------|--------------|----------------------------------|-------------|------------------------------|------------------------|--------------|--------------------------------------|---------------|
| | | Face Al | Face Água | | Face Al | Face Água | Face Al | Face Água |
| T1/0 | 198 \pm 12 | 470 \pm 7 | | 216 | 678 \pm 3 | | 8,8 \pm 0,1 | |
| T1/2000 | 204 \pm 9 | 577 \pm 7 | 568 \pm 8 | 216 | 731 \pm 22 | 730 \pm 7 | 7,4 \pm 0,3 | 7,3 \pm 0,1 |
| T1/5000 | 226 \pm 9 | 589 \pm 7 | 628 \pm 4 | 216 | 744 \pm 11 | 769 \pm 16 | 6,4 \pm 0,3 | 6,1 \pm 0,3 |

A análise dos resultados permite verificar um aumento de tensão limite de elasticidade, tensão de rotura e dureza acompanhada por uma diminuição da deformação uniforme, com o número de ciclos térmicos impostos ao material. Em particular a face arrefecida com a água da amostra submetida a 5000 ciclos (T1/5000 água) apresenta uma tensão de deformação superior à amostra correspondente que contactou com o alumínio fundido (T1/5000 Al). Para investigar esta diferença determinou-se o valor de dureza ao longo da espessura da amostra após ciclos térmicos (figuras 72 e 73) que mostrou um aumento na face da peça submetida a 5000 ciclos que contactou com a água. Pelo contrário, após 2000 ciclos a dureza praticamente não varia ao longo de secção da amostra. Estes resultados são consistentes com o nível das curvas $\sigma - \epsilon$ registado para as amostras T1/2000 e T1/5000 (valores praticamente iguais entre T1/2000 água e T1/2000 Al e aumento para a amostra T1/5000 água, relativamente a T1/5000 Al).

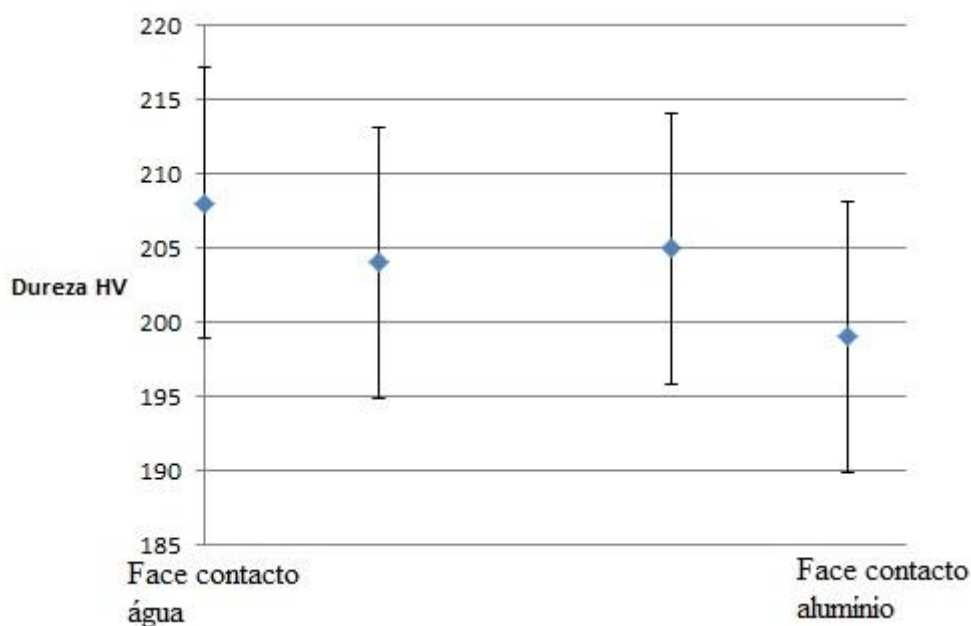


Figura 72 - Perfil de durezas ao longo da secção da amostra de aço com tratamento térmico T1 após 2000 ciclos de fadiga térmica.

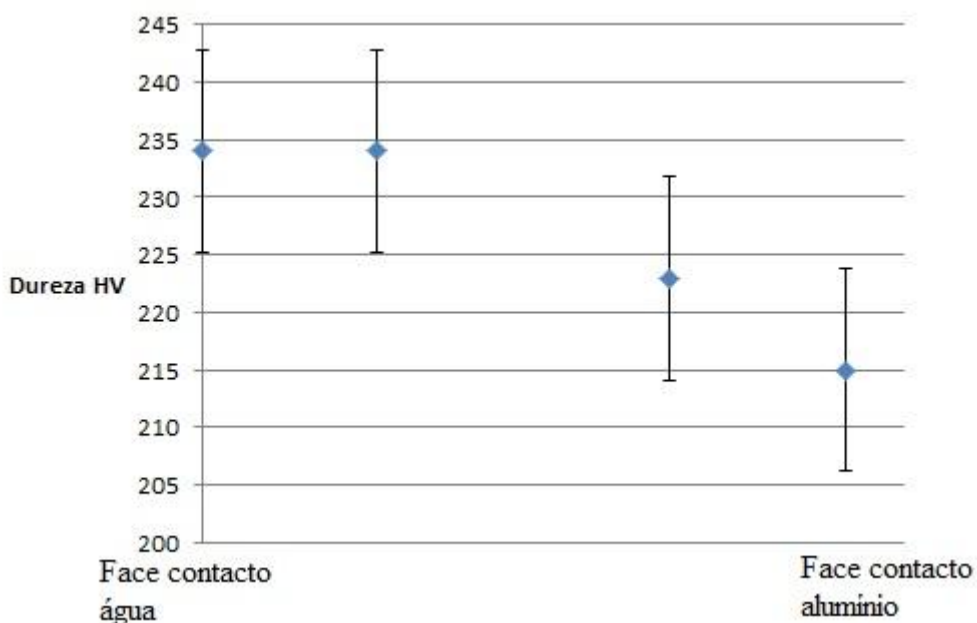


Figura 73 - Perfil de durezas ao longo da secção da amostra de aço com tratamento térmico T1 após 5000 ciclos de fadiga térmica.

Um resultado que merece ser analisado é o aumento observado da tensão de tração e da dureza com o número de ciclos térmicos. Uma possível explicação para este efeito é a ocorrência de precipitação de carbonetos durante os ciclos térmicos impostos ao material. Este processo é descrito na bibliografia como sendo o principal mecanismo de

endurecimento nos aços Cr–Mo [8]. De facto, é possível que a temperatura do alumínio líquido seja suficientemente elevada para promover o revenido e, conseqüente, a precipitação de carbonetos, que se traduz num aumento da dureza do material. Para confirmar esta hipótese, procedeu-se a análises microestruturais por microscopia ótica e eletrónica das amostras (figuras 74 a 77). Estas observações permitiram verificar uma evolução pouco significativa da microestrutura, que se caracteriza essencialmente por uma maior uniformização na distribuição da cementite na matriz ferrítica (figuras 40 e de 74 a 77). Análises de EDS efetuadas em diferentes pontos das amostras não permitiram confirmar a presença de carbonetos de molibdénio ou crómio, provavelmente por apresentarem dimensões muito reduzidas. Por esta razão, submeteu-se uma amostra de aço WC6 após tratamento térmico T1 (T1/0) a um revenido prolongado de 24 horas a 660 °C. A microestrutura apresentada por esta amostra (figura 78) revela um aumento do tamanho e maior uniformidade na distribuição das fases presentes. Porém, não foi possível identificar por EDS carbonetos de Cr e/ou Mo por SEM-EDS nem por TEM-EDS (figura 79). Embora fosse de esperar que o tratamento térmico de revenido prolongado promovesse o crescimento dos precipitados, facilitando a sua deteção. Assim os resultados obtidos sugerem que a precipitação de carbonetos não deverá contribuir significativamente para o endurecimento observado nas amostras submetidas a ciclos térmicos. Isto obrigou que fosse considerado outro mecanismo para explicar o aumento da dureza do material durante os ciclos térmicos: o encruamento devido à deformação plástica resultante das tensões térmicas. De facto, esta hipótese é confirmada pelas observações microestruturais realizadas por TEM nas amostras T1/0 e T1/5000 (figuras 80 e 81). Na realidade, as microestruturas apresentadas por estas amostras são substancialmente diferentes no que diz respeito à densidade de deslocações. Mais concretamente, a amostra não submetida a ciclos térmicos (T1/0) apresenta-se praticamente isenta de deslocações, que é consistente com o facto de não ter sido submetida a ciclos térmicos. Pelo contrário, a amostra submetida a 5000 ciclos apresenta uma elevada densidade de deslocações que comprovam que a amostra foi submetida a valores de deformação plástica relativamente elevados. Consequentemente, estes resultados sugerem que o aumento da tensão de deformação e de dureza do aço WC6 durante os ensaios de fadiga térmica é devido ao encruamento provocado pelas tensões térmicas geradas durante as etapas de aquecimento e arrefecimento das amostras. Admitindo que, para um número de ciclos térmicos superior

ao testado (5000) continua a ocorrer um encruamento crescente do material, a falha em serviço das lingoteiras pode ser justificada com base na redução da deformação uniforme e, consequentemente, aumento da probabilidade de iniciação e de propagação de fissuras, devido ao encruamento por ação das tensões térmicas geradas durante o processo de lingotamento.

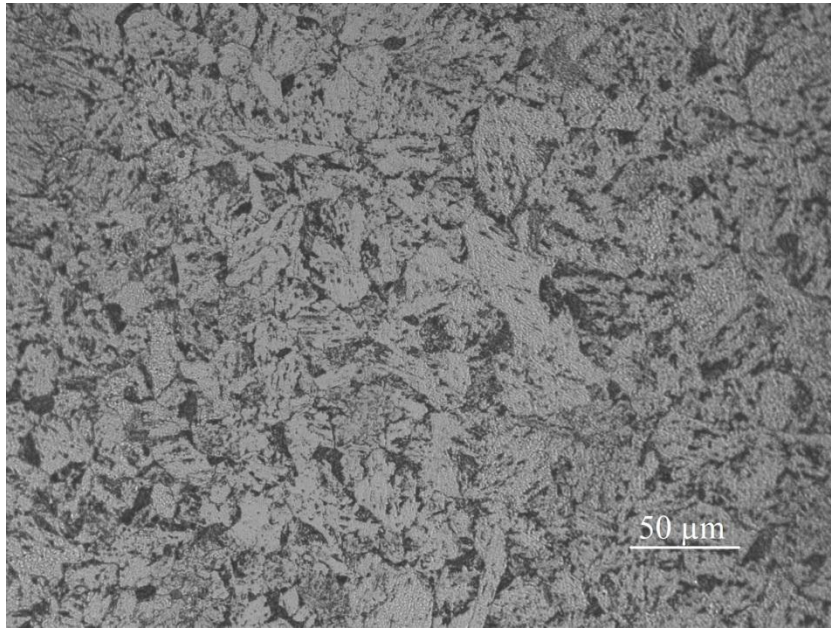


Figura 74 - Imagem obtida por MO da microestrutura do aço tratado com T1 após 2000 ensaios de fadiga térmica.

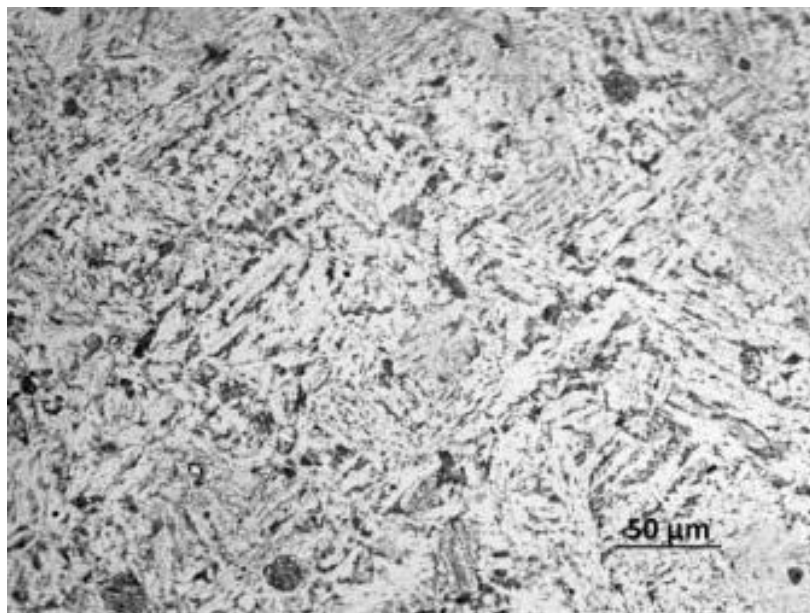


Figura 75 - Imagem obtida por MO da microestrutura do aço tratado com T1 após 5000 ensaios de fadiga térmica.

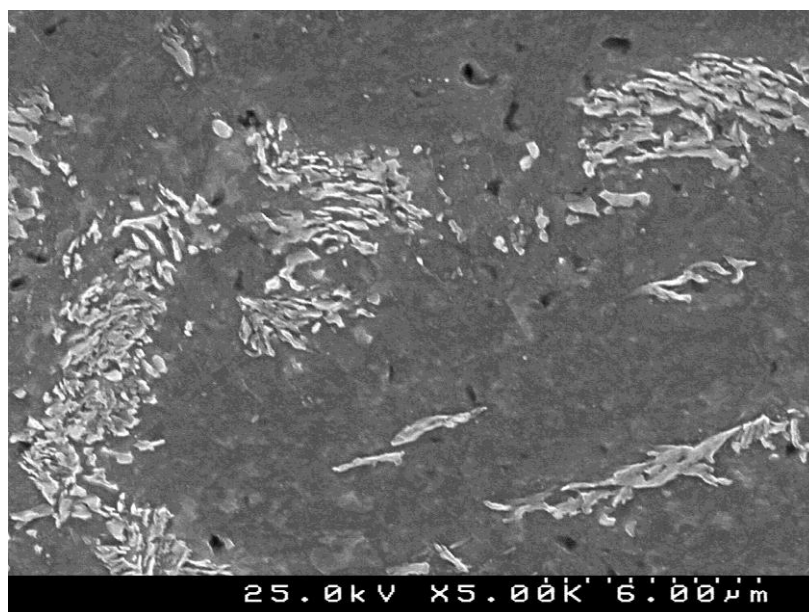


Figura 76 - Imagem obtida por SEM da microestrutura do material após tratamento T1.

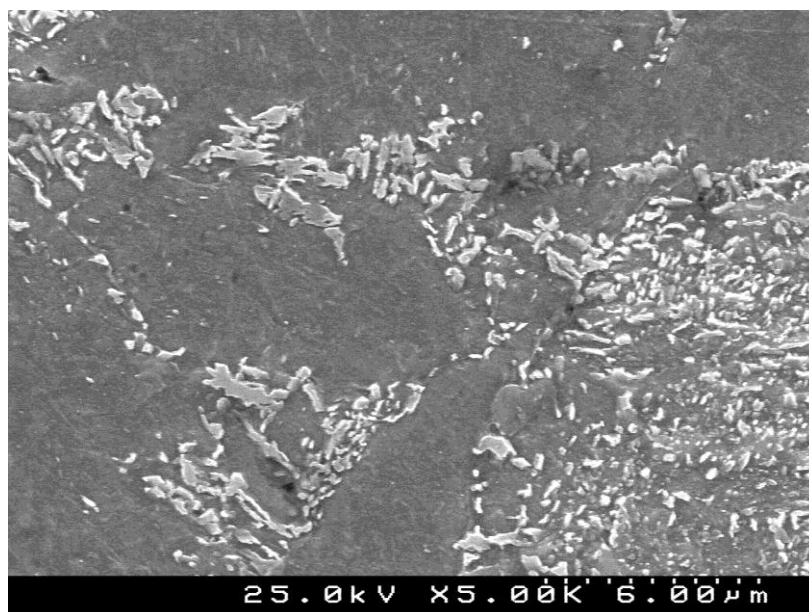


Figura 77 - Imagem obtida por SEM da microestrutura do aço tratado com T1 após 5000 ensaios de fadiga térmica.

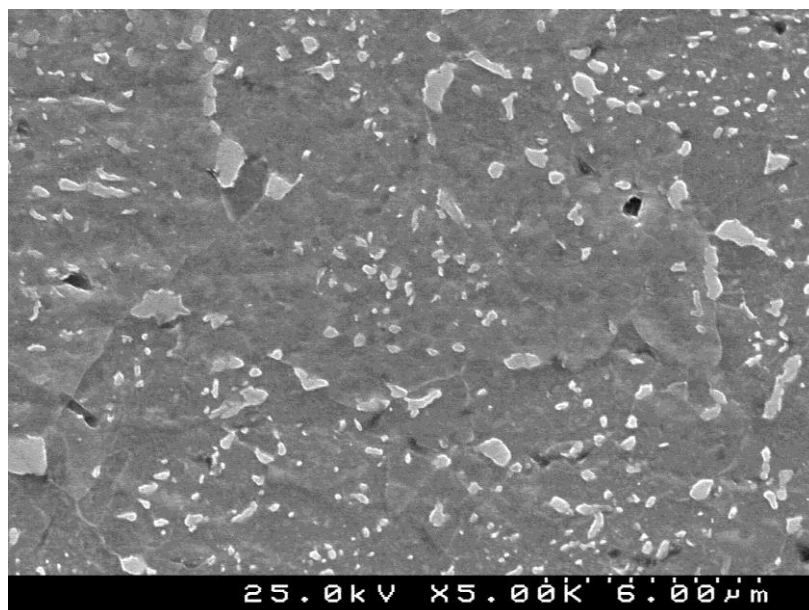


Figura 78 - Imagem obtida por SEM da microestrutura do aço tratado com T1 após 24h de revenido a 660 °C.

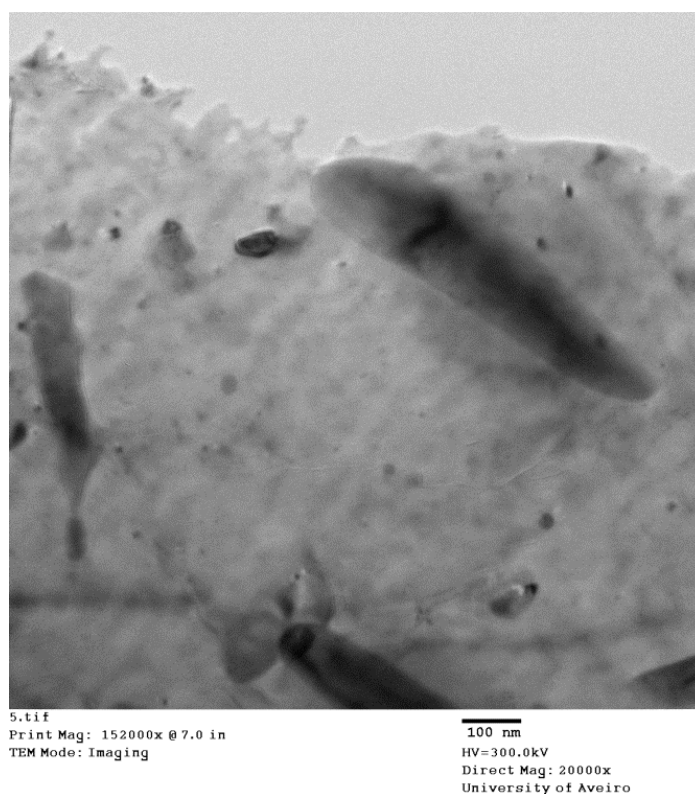


Figura 79 - Imagem obtida por TEM da microestrutura do aço tratado com T1 após 24h de revenido a 660 °C.

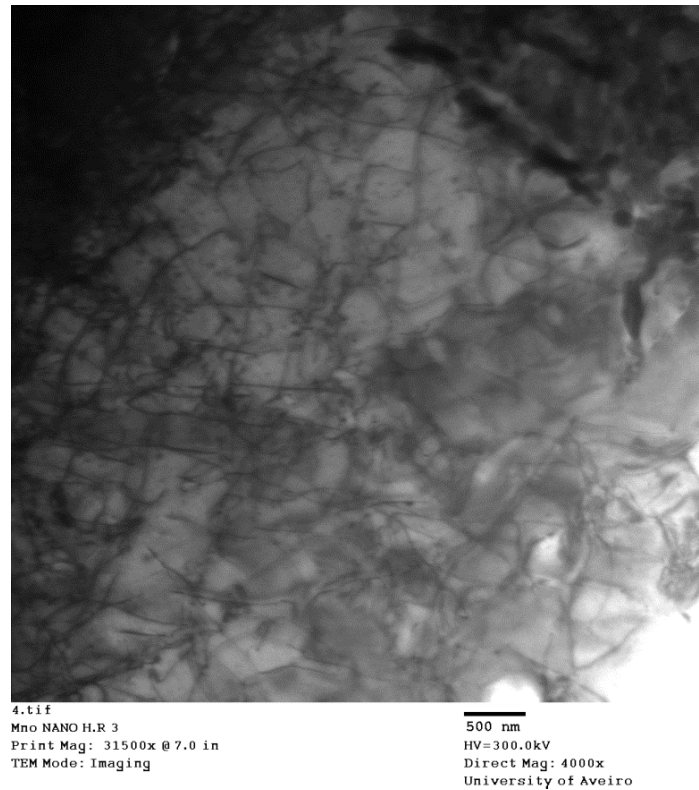


Figura 80 - Imagem obtida por TEM da microestrutura do material após tratamento T1.

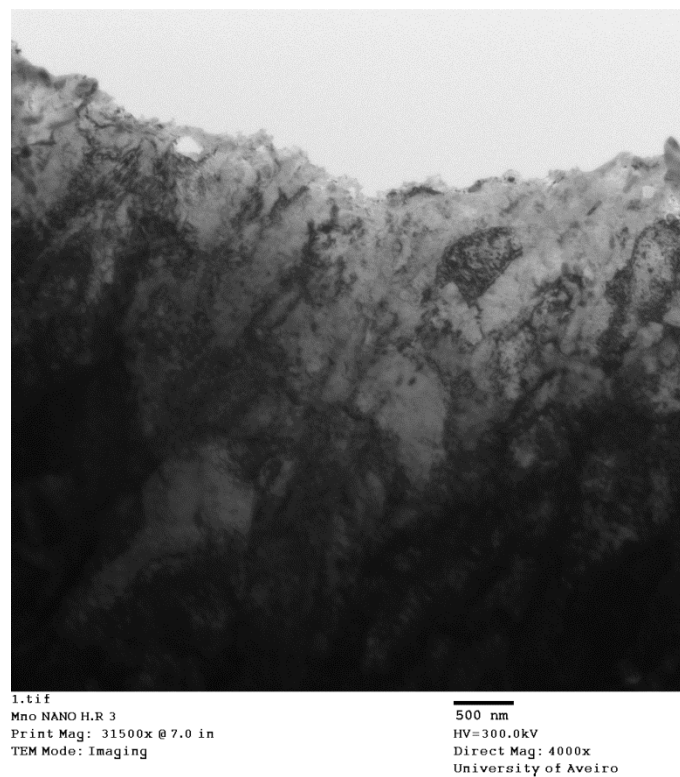


Figura 81 - Imagem obtida por TEM da microestrutura do aço tratado com T1 após 5000 ensaios de fadiga térmica.

2.3. Sugestões para prolongar o tempo de vida em serviço das lingoteiras

Tendo em conta a discussão anterior, propõem-se as seguintes medidas para aumentar o tempo de vida em serviço das lingoteiras:

1. Seleção de um aço com outra composição. O aço selecionado deverá apresentar um compromisso favorável entre tensão de limite de elasticidade e ductilidade, de forma a resistir durante mais ciclos às tensões geradas no processo de lingotamento. Um aço muito utilizado neste tipo de aplicações é o 2,25Cr – 1Mo. Este material apresenta maior condutividade térmica devido ao maior teor em molibdénio e, consequentemente, menores valores de tensão desenvolvida para o mesmo ciclo térmico. Embora esta solução deva conduzir a um aumento do tempo de vida da lingoteira, tem a desvantagem de ser economicamente menos interessante.
2. Recurso a tratamentos térmicos de recuperação periódicos. A redução da densidade de deslocações e, consequentemente, do encruamento das lingoteiras após um determinado número de ciclos térmicos poderá ser conseguido através da realização de tratamento térmico de recuperação. Estes tratamentos deverão ser repetidos periodicamente, permitindo a recuperação da estrutura de deslocações, o aumento da tenacidade do material e, desta forma, o aumento do tempo de vida em serviço das lingoteiras.

V. Conclusão

Este trabalho foi dedicado ao estudo do efeito da fadiga térmica no tempo de vida das lingoteiras em aço WC6 produzidas pela empresa Duritcast, para vazamento de alumínio. As principais conclusões que podem ser extraídas do trabalho são:

1. Foi possível simular pelo método dos elementos finitos os gradientes térmicos e tensões térmicas desenvolvidas nas lingoteiras e nas amostras utilizadas nos ensaios de fadiga térmica. Os resultados obtidos permitiram prever o desenvolvimento de tensões térmicas superiores ao valor limite de elasticidade do aço WC6 e, conseqüente, a deformação plástica das peças.
2. Os ciclos térmicos provocaram um aumento de tensão limite de elasticidade, da tensão de rotura e da dureza, em simultâneo com uma diminuição de deformação uniforme do aço WC6. A análise microestrutural realizada permitiu concluir que o principal mecanismo responsável por estas alterações é o encruamento resultante da deformação plástica, devido às tensões térmicas geradas nos ciclos térmicos.
3. O mecanismo mais provável de falha em serviço das lingoteiras é a diminuição da tenacidade associada ao encruamento devido aos elevados valores de tensões térmicas geradas durante o aquecimento e o arrefecimento no processo de lingotamento.
4. As simulações pelo método dos elementos finitos permitiram identificar os locais da lingoteira onde se desenvolvem as tensões térmicas que poderão conduzir ao início da rotura. No interior da lingoteira desenvolvem-se tensões compressivas e na face exterior tensões trativas de menor intensidade. Estas últimas condições favorecem a ocorrência da falha em serviço por fadiga térmica, uma vez que facilitam a propagação de fissuras.
5. O tempo de vida em serviço das lingoteiras pode ser aumentado através da substituição do aço WC6 por outro menos suscetível de falha por fadiga térmica ou através da realização periódica de tratamentos térmicos de recuperação.

VI. Sugestões para trabalhos futuros

Para trabalhos futuros, sugere-se que sejam considerados os seguintes estudos:

- Confirmação, através de inspeção e análise de lingoteiras após falha em serviço, dos locais e dos mecanismos responsáveis pela falha.
- Determinação das condições de tratamento térmico de recuperação mais indicadas para evitar a falha em serviço das lingoteiras.

Bibliografia

1. Cleary, P., "3D SPH Simulations of the Aluminium Ingot Casting Process", 3rd International Conference on CFD in the Minerals and Process Industries, (2003).
2. Coulson, J.M. and J.F. Richardson, "Tecnologia Química - Fluxo de Fluidos, Transferência de Calor e Transferência de Massa", 4^a ed. Vol. 1º 2004, Fundação Calouste Goulbenkian, Lisboa, (2004).
3. Smith, W.F., "Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais", 3^a ed. McGraw-Hill, (1993).
4. Ferreira, J.M.G.C., "Tecnologia da Fundição", 2^a ed., Fundação Calouste Goulbenkian, (1999).
5. Weroniski, A. and T. Hejwowski, "Thermal Fatigue of Metals", CRC Press, (1991).
6. Seabra, "Metalurgia Geral", Vol. 2, Laboratório Nacional de Engenharia Civil, (1981).
7. Swinderman, R.W. and W. Ren, "Fatigue and Fracture Resistance of Heat-Resistant (Cr-Mo) Ferritic Steels", ASM Handboook, (1996).
8. Aggen, G., et al, "Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys", Vol. 1, ASM Metals Handbook, (1990).
9. ASTM, "Standard Specification for Steel Castings, Martensitic Stainless and Alloy, for Pressure-Containing Parts, Suitable for High-Temperature Service", (2001).
10. Seabra, A.d.P. Loureiro, "Curso Tratamentos Térmicos dos Aços", Vol. 2, Ordem dos Engenheiros - Conselho Directivo Nacional, (1981).
11. G.F. Vander Voort, "Atlas of Time - Temperature Diagrams for Irons and Steels", (1991).
12. Barron, R.F. and B.R. Barron, "Design for thermal stresses", John wiley & sons inc, (2012).
13. Ashby, M., H. Shercliff, and D. Cebon, "Materials Engineering, Science, Processing and Design", Elsevier, (2007).
14. Wulpi, D.J., "Understandig How Components Fail", 2nd ed., ASM International, (1999).
15. Viswanathan, R., "Damage Mechanisms and Life Assessment of High-Temperature Components", ASM International, (1989).
16. Chen, C.M. and R. Kovacevic, "Joining of Al 6061 alloy to AISI 1018 steel by combined effects of fusion and solid state welding", International Journal of Machine Tools and Manufacture, 44, p. 1205–1214, (2004).
17. Filipe Teixeira-Dias, J. Pinho-da-Cruz, R. A. Fontes Valente, R. J. Alves de Sousa, "Método dos elementos finitos Técnicas de simulação numérica em engenharia", ETEP, (2007).

Anexo

A1. Instalação das linhas de água e ar comprimido

Na figura A.1 é apresentada a imagem do sistema de regulação dos caudais de água de arrefecimento e ar instalado no equipamento utilizado nos ensaios de fadiga térmica. À esquerda pode distinguir-se, a electroválvula que regula a entrada de água (seta azul) para a refrigeração da peça e à direita a electroválvula que regula a entrada de ar (seta branca) para expulsar a água de refrigeração do interior da caixa. Ambas as linhas têm uma saída comum.

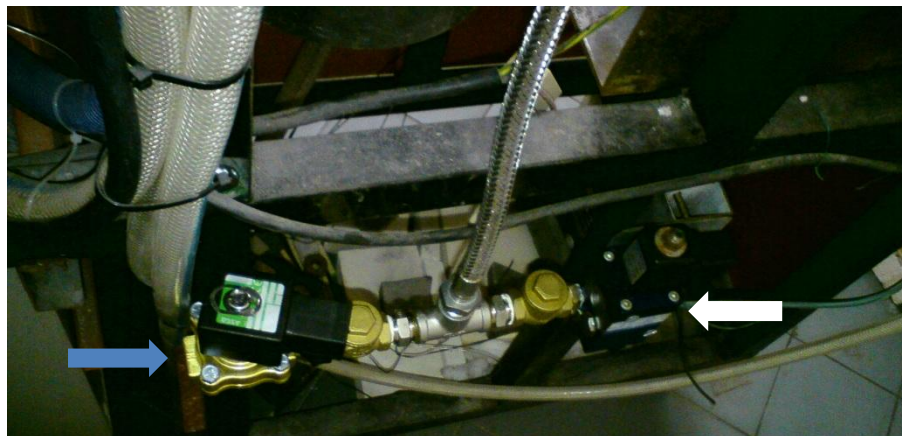


Figura A1 - Sistema de regulação dos caudais de água de arrefecimento e ar instalado no equipamento. A seta a azul representa a entrada de água e a seta branca a entrada de ar.

A2. Programação do autómato do sistema

O equipamento de ensaios de fadiga térmica é controlado por um autómato constituído pelos seguintes componentes:

- Entradas: recebem a informação do sistema a controlar.
- Unidade central de processamento: interpreta as instruções do programa e, em função dos estados das entradas, ativa ou desativa as respetivas saídas.
- Saídas: enviam informação para os dispositivos atuadores, como motores e válvulas.

Em linguagem de programação, as entradas são representadas por I seguidos por dois dígitos separados por um ponto (por exemplo, I0.1) e as saídas são representadas de maneira semelhante, utilizando como letra principal o Q (por exemplo, Q0.1). As entradas e saídas do sistema utilizadas no presente trabalho são apresentadas na tabela seguinte.

Tabela A.1 - Entradas e saídas do autómato utilizado para o controlo do sistema de fadiga térmica.

| Sensor | Entradas | Atuadores | Saídas |
|--------------------------------|----------|-----------------------------------|--------|
| Braço está na posição esquerda | I0.0 | Movimenta o braço para a esquerda | Q0.0 |
| Braço está na posição direita | I0.1 | Movimenta o braço para a direita | Q0.1 |
| Braço está na posição cima | I0.2 | Movimenta o braço para cima | Q0.2 |
| Braço está na posição baixo | I0.3 | Movimenta o braço para cima | Q0.3 |
| Interruptor para ligar | I0.4 | Aciona o ar comprimido | Q0.4 |
| Interruptor para desligar | I0.5 | Aciona o contador de ciclos | Q0.5 |
| | | Aciona a água de arrefecimento | Q0.7 |

O movimento horizontal e vertical do braço pneumático que prende a amostra foi controlado por quatro atuadores (electroválvulas) e quatro sensores (figura A.2) através de um programa cuja a sequência de ações é apresentada na figura A.3.

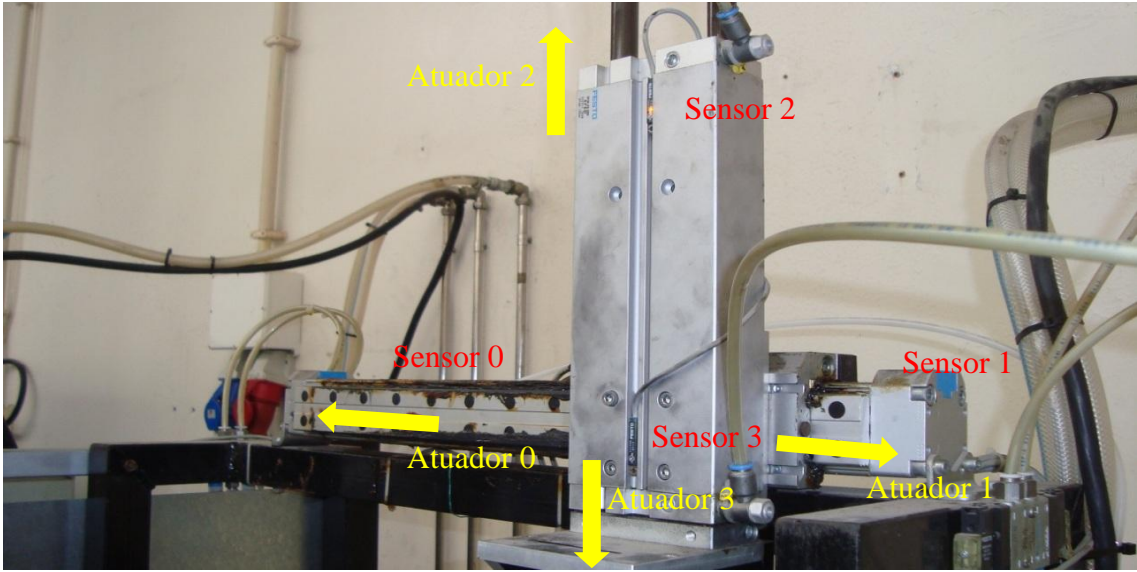


Figura A.2 - Sistema pneumático utilizado na movimentação horizontal e vertical da amostra durante os ensaios de fadiga térmica.

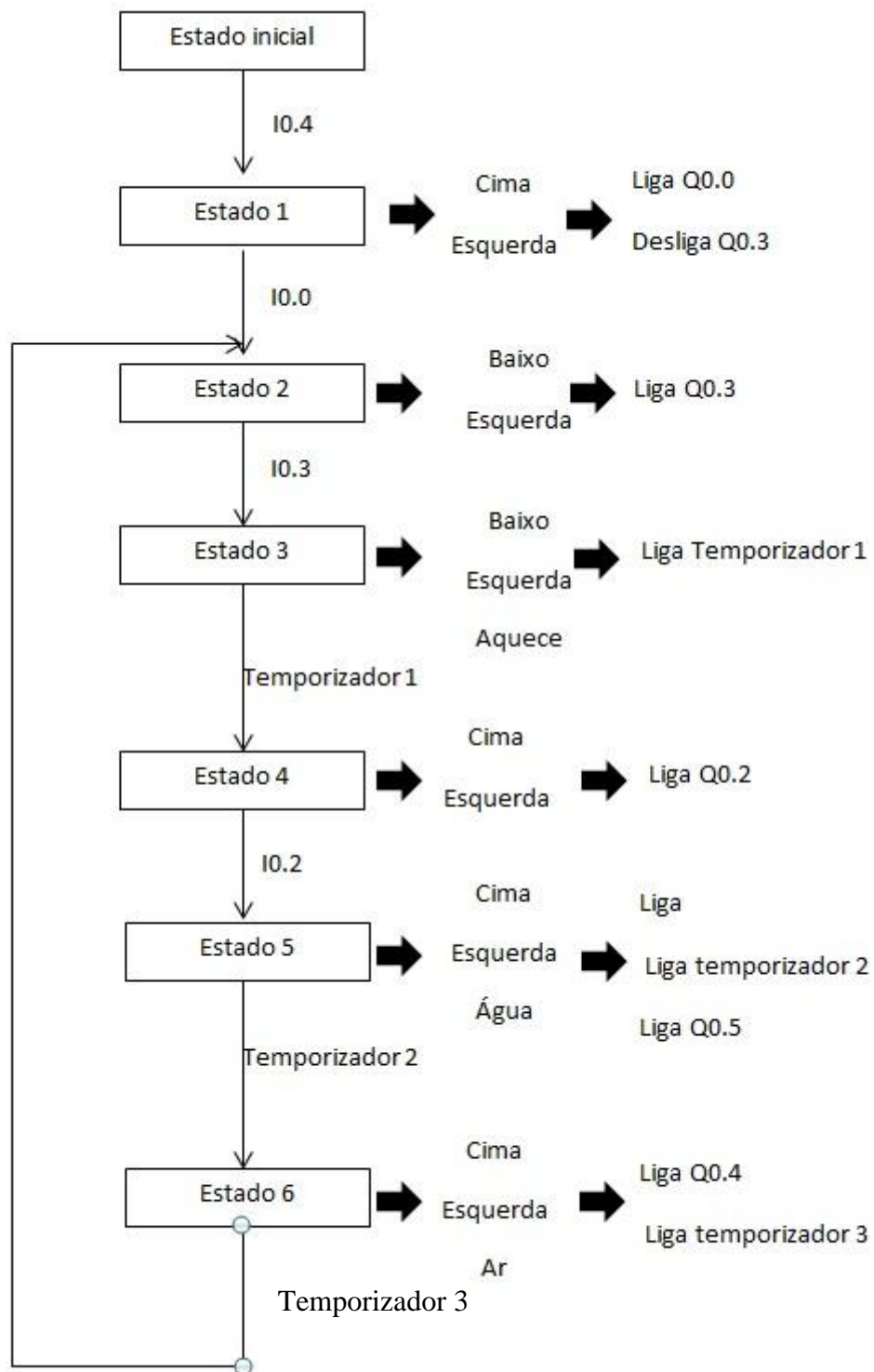


Figura A.3 - Fluxograma em linguagem grafcet da sequência de acções realizadas pelo autómato.

Essencialmente, o diagrama da figura A.3 estipula quais as saídas que o autômato deverá ativar quando receber a informação das entradas. O estado inicial representa a altura em que o autômato está inativo, sendo necessário ativar a entrada I0.4 (impor o estado 1) para iniciar o processo. Para o sistema avançar para este estado é necessário a ativação da saída Q0.0, levando o braço mecânico para a esquerda, desativando por sua vez a saída Q0.3 e acionando a entrada I0.0. Quando esta entrada é acionada, o autômato passa para o estado 2, acionando a saída Q0.3 e obrigando o braço mecânico a transitar para a posição baixo. Quando esta posição é atingida ocorre ativação da entrada I0.3, que fornece a instrução para a passagem para o estado 3. A sequência continua até que é atingido o estado 6, que ativa o estado 1, e o sistema repete o ciclo.

Na figura A.4 é apresentado o programa em linguagem Ladder desenvolvido no âmbito deste trabalho para o controlo do equipamento de ensaios de fadiga térmica.



Figura A.4 - Programa de controlo do equipamento utilizado em ensaios de fadiga térmica (cont.).

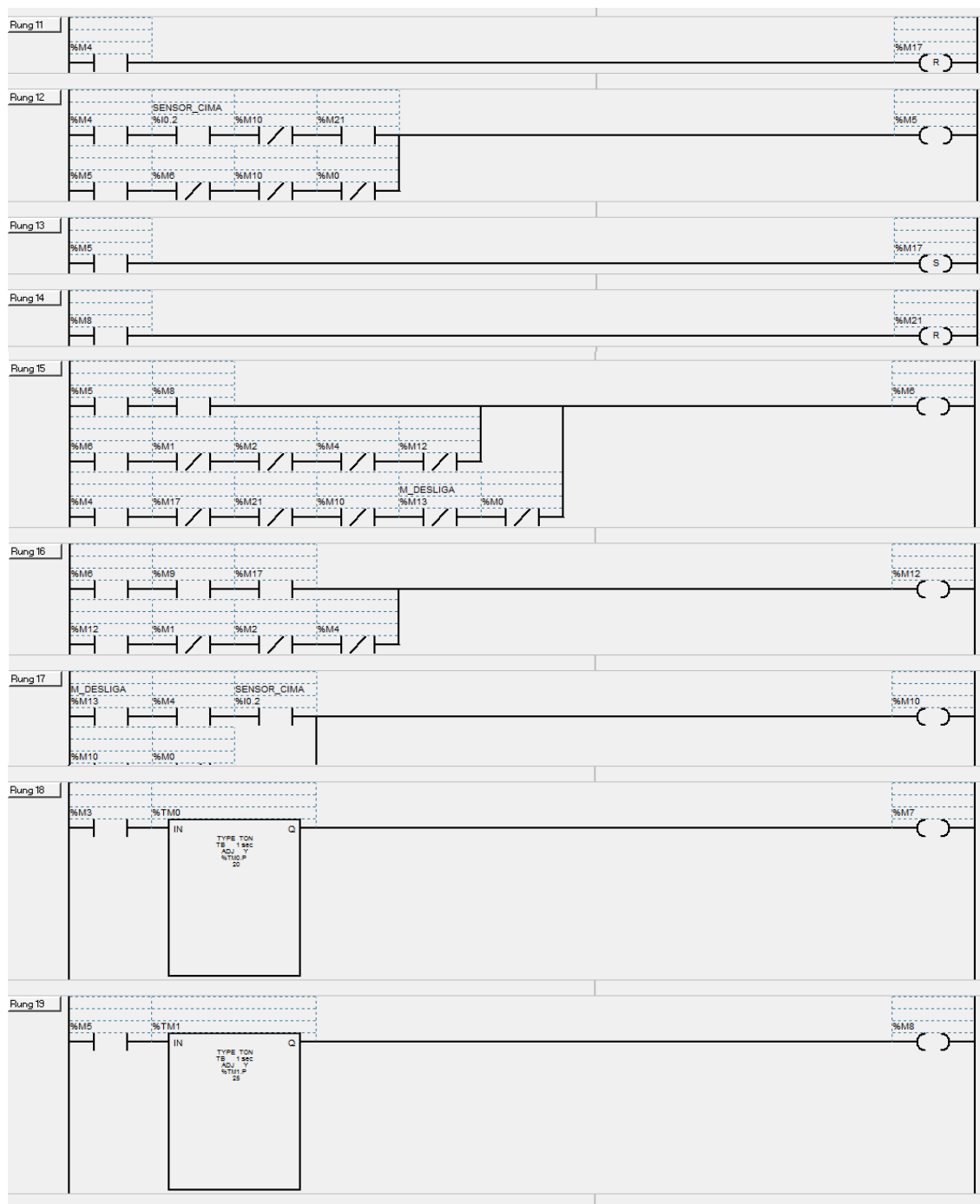


Figura A.4 (cont.) - Programa de controlo do equipamento utilizado em ensaios de fadiga térmica (cont.).

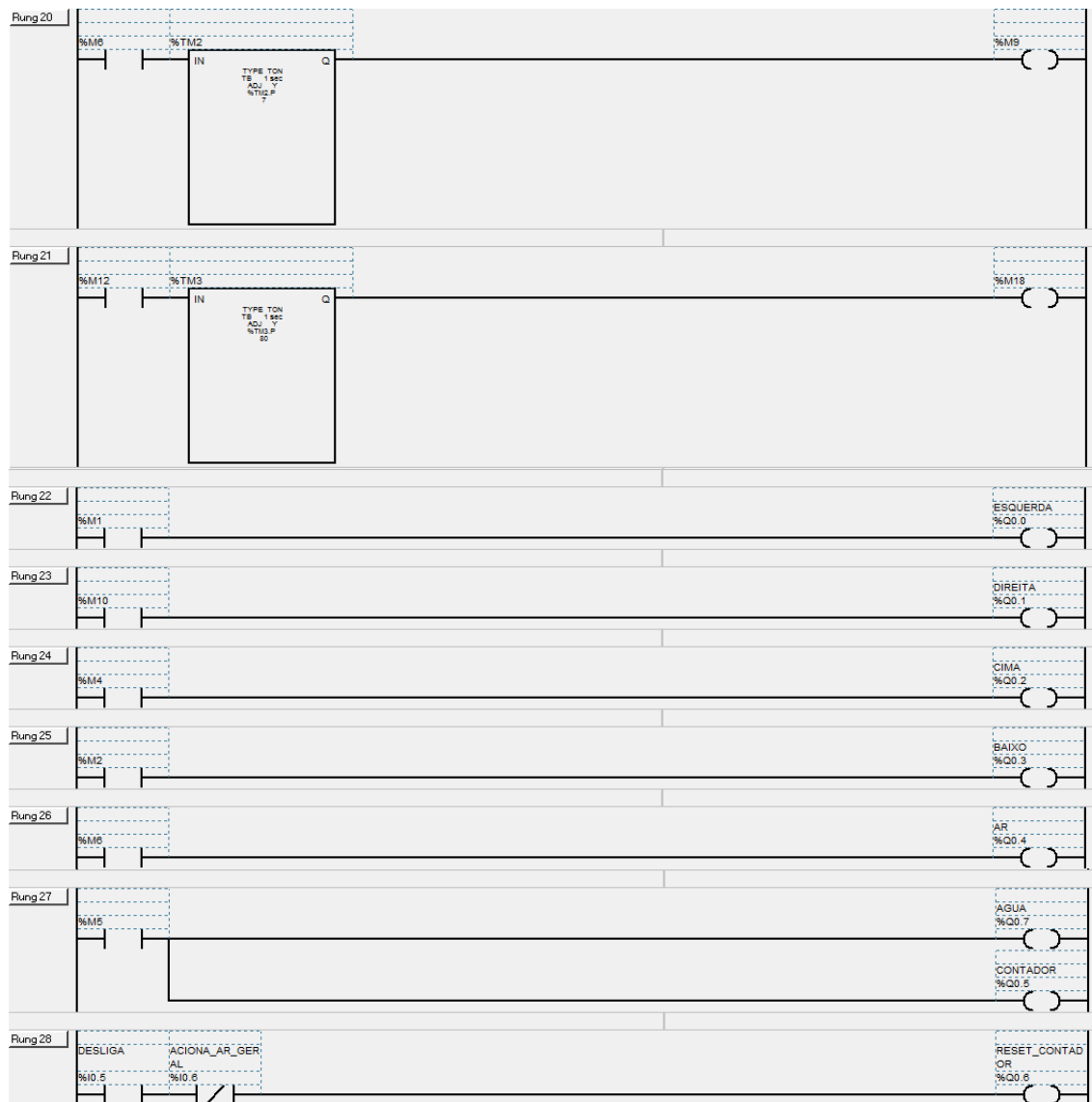


Figura A.4 (cont.) - Programa de controlo do equipamento utilizado em ensaios de fadiga térmica.